

Aus der Abteilung für zahnärztliche Werkstoffkunde
und Technologie der Klinik für Zahn-, Mund- und Kiefer-
krankheiten der Johannes Gutenberg-Universität Mainz

**Die Festigkeit von
Kobalt-Chrom-Legierungen und einer
Chrom-Nickel-Legierung
in Abhängigkeit von der Temperatur
der Schmelze**

Inauguraldissertation

zur Erlangung der Doktorwürde der Zahnheilkunde
der Johannes Gutenberg-Universität Mainz,
den Medizinischen Fachbereichen vorgelegt
von

BERNHARD-RÜDIGER SCHULTZ
aus Bremen

Mainz 1975



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41554413_0039

Dissertationsdruck

Blasaditsch GmbH • 89 Augsburg 17 • Theodor-Heuß-Platz 3 • Telefon (0821) 51 85 63

Aus der Abteilung für zahnärztliche Werkstoffkunde und
Technologie der Klinik für Zahn-, Mund- und Kiefer-
krankheiten der Johannes Gutenberg-Universität Mainz

DIE FESTIGKEIT VON KOBALT-CHROM-LEGIERUNGEN UND EINER
CHROM-NICKEL-LEGIERUNG IN ABHÄNGIGKEIT VON DER TEMPERATUR
DER SCHMELZE

Inauguraldissertation

zur Erlangung der Doktorwürde der Zahnheilkunde
der Johannes Gutenberg-Universität Mainz,
den Medizinischen Fachbereichen
vorgelegt von

BERNHARD-RÜDIGER SCHULTZ
aus Bremen

Mainz 1975

Fachbereichsdekan: Prof. Dr. K. Fuhr

Referent: Prof. Dr. H. Marx

Korreferent: Prof. Dr. K. Fuhr



I N H A L T

	Seite
1. AUFGABENSTELLUNG	1
2. ÜBERBLICK ÜBER WISSENSCHAFTLICHE UNTERSUCHUNGEN VON KOBALT-CHROM-LEGIERUNGEN UND CHROM-NICKEL-LEGIERUNGEN	2
2.1. Entwicklung und Verbreitung	2
2.1.1. Kobalt-Chrom-Legierungen	2
2.1.2. Chrom-Nickel-Legierungen	3
2.2. Zusammensetzung und Eigenschaften	4
2.2.1. Kobalt-Chrom-Legierungen	4
2.2.2. Chrom-Nickel-Legierungen	4
2.3. Gußverfahren	5
2.4. Gießtemperatur	7
2.5. Temperaturbehandlung	8
2.6. Temperaturbestimmung	8
3. METHODEN DER EIGENEN UNTERSUCHUNG	10
3.1. Legierungen und Gußverfahren	10
3.2. Temperaturmessung	12
3.3. Prüfkörper	14
3.4. Sockeln und Einbetten	16
3.4.1. Wironit und Wiron	16
3.4.2. Vitallium	16
3.5. Vorwärmen und Gießen	18
3.6. Gußschema	22
3.7. Nachbehandlung der Proben	23
3.8. Auswahl der Proben	23
3.9. Proben für Schliffbilder	24
3.10. Herstellung der Schliffbilder	24

	Seite
4.	FESTIGKEITSMESSUNG 25
4.1.	Biegeversuch 25
4.2.	Biegevorrichtung 27
5.	ERGEBNISSE 31
5.1.	Wironit G 31
5.2.	Vitallium 33
5.3.	Wiron S 34
5.4.	Mittelwert-Tabellen 37
5.4.1.	Graphische Darstellung der Mittelwerte 39
5.5.	Auswertung der Schliffbilder 41
5.6.	Statistische Verfahren 46
5.6.1.	Ergebnisse der statistischen Auswertung 51
5.6.2.	Prüfung der Mittelwertsdifferenzen 51
	für die Festigkeit
5.6.2.1.	Konfidenzintervalle für Festigkeitsdifferenzen 53
6.	DISKUSSION DER ERGEBNISSE 56
6.1.	Kobalt-Chrom-Legierungen 56
6.2.	Chrom-Nickel-Legierungen 57
7.	ZUSAMMENFASSUNG 58
8.	MESSWERTTABELLEN 59
9.	LITERATURVERZEICHNIS 65

1. AUFGABENSTELLUNG

Es soll untersucht werden, wie sich die Durchbiegung und die Biegefestigkeit von zahntechnischen Legierungen bei Überhitzung der Schmelzen verhalten. Dazu sollen zwei Kobalt-Chrom-Legierungen und eine Chrom-Nickel-Legierung sowohl mit der Acetylen-Sauerstoff-Flamme als auch mit dem Hochfrequenz-Induktionsverfahren bei stufenweiser Steigerung der Gießtemperatur um jeweils 50°C erschmolzen werden, bis eine Differenz von 200°C zwischen der ersten und letzten Schmelze erreicht ist. Die Prüfung der Proben jeder Temperaturstufe erfolgt in einer speziellen Biegevorrichtung. Außerdem sind von der ersten und der letzten Temperaturstufe jeder Legierung Schliffbilder herzustellen.

2. ÜBERBLICK ÜBER WISSENSCHAFTLICHE UNTERSUCHUNGEN VON KOBALT-CHROM- UND CHROM-NICKEL-LEGIERUNGEN

2.1. Entwicklung und Verbreitung

2.1.1. Kobalt-Chrom-Legierungen

Stellite sind Kobalt-Chrom-Wolfram-Legierungen und bestehen aus 2 - 3 % C, 35 - 55 % Co, 25 - 35 % Cr, 10 - 25 % W und 0 - 10 % Fe. Kobalt kann dabei zum Teil durch Nickel, Wolfram teilweise durch Mo, V, Ti und Ta ersetzt werden. Diese Legierungen sind sehr verschleißfest, korrosions- und zunderbeständig (25). Die in der Zahnheilkunde angewendeten Co-Cr-Legierungen sind von den Stellites abgeleitet. Im Jahre 1907 wurden Kobalt-Chrom-Legierungen in Amerika von Haynes eingeführt (9) und erstmals 1914 - 1918 von der Fa. Deloro Smelting and Refining Co. in Doloro/Ontario auf den Markt gebracht (12). In Deutschland berichtete 1908 erstmals der Göttinger Physiker Tammann von der ungewöhnlichen Härte und Sprödigkeit der Kobalt-Chrom-Legierungen. In den Jahren 1929 - 1932 wurde von Erdle und Prange (USA) eine modifizierte Kobalt-Chrom-Legierung mit dem Namen Vitallium entwickelt (10).

Nach Hauptmeyer setzt sich das damalige Gußmetall Vitallium aus 28 % Chrom, 67 % Kobalt und 5 % Wolfram zusammen und hat eine Brinellhärte von 260 kp/mm² (16). Um bessere mechanische Eigenschaften zu erreichen, wurde die Zusammensetzung dieser Grundlegierung von einigen Firmen verändert. Als um 1930 von Roach, Kennedy und Cummer die gestützte Gußprothese aus Edelmetall demonstriert wurde, war auch das Indikationsgebiet der Kobalt-Chrom-Legierung festgelegt, denn sie erwies sich als geeigneter Werkstoff für eine funktionell sehr hochwertige Prothesenform (10). Der Einstückguß aus Kobalt-Chrom-Legierungen hat heute als Prothesenbasis seinen festen Platz in der zahnärztlichen Prothetik und hat in diesem Bereich die Goldlegierung weitgehend verdrängt.

2.1.2. Chrom-Nickel-Legierungen

Schon 1820 berichtet Delabarre von Versuchen über das sogenannte Emaillieren, d.h. über das Aufbrennen von keramischen Massen auf eine Metallegierung. Gewisse Erfolge mit diesem "Emaillieren" hatte um 1930 der Ungar Hejcmann (4).

Um 1934 wurden dann von Lakermance und Gonon Versuche gemacht, keramische Massen auf für zahntechnische Zwecke geeignete Legierungen aufzubrennen (21). Da jedoch das Porzellan nur eine sehr geringe Elastizität besitzt, kam es immer wieder zu Brüchen, so daß die Aufbrenntechnik wieder in den Hintergrund trat. Es stellte sich aber sehr bald heraus, daß der nun zur Anwendung kommende Kunststoff in Form- und Farbgebung, ebenso in Bezug auf hygienische Gesichtspunkte dem Porzellan nachstand. Deshalb stieg auch wieder das Interesse an der Porzellan-Verblendtechnik. Man benutzte hierzu Aufbrennlegierungen auf Gold-Platinbasis (22).

Diese Aufbrennlegierungen sollen keine Bestandteile enthalten, deren Metalloxide von keramischen Massen auflösbar sind, um eine Verfärbung des Porzellans zu verhindern; sie sollen ein feinkörniges Gefüge aufweisen, da durch mehrmaliges Aufbrennen eine Vergrößerung des Gefüges durch Sammelkristallisation auftritt; die Ausdehnungskoeffizienten von Metall und Keramik sollten weitgehend gleich sein, um Spannungen zu vermeiden; die Härte und die Biegefestigkeit sollten besonders gut sein, damit es nicht zu Absprengungen kommt (27). Diese Eigenschaften werden von den Gold-Platin-Legierungen weitgehend erfüllt. Trotzdem machten sich in den letzten Jahren einige Firmen daran, diese sehr teuren Edelmetall-Legierungen durch edelmetallfreie Legierungen zu ersetzen. Dabei kommen Legierungen auf Nickel-Chrom-Kobalt-Molybdän-Basis zur Anwendung.

2.2. Zusammensetzung und Eigenschaften

2.2.1. Kobalt-Chrom-Legierung

Die heutigen Kobalt-Chrom-Legierungen enthalten etwa doppelt soviel Co wie Cr. Als dritte, wesentliche Komponente ist das Molybdän hinzugekommen - ca. 5 % - welches zur Verbesserung der Eigenschaften führt und aufgrund der hohen Schmelztemperatur zur Feinkörnigkeit beiträgt. Weitere Bestandteile sind: Mangan, Silizium, Kohlenstoff, Eisen und evtl. noch Aluminium und Beryllium (17). Die Härte dieser Legierung ist durch eine besondere Kristall-Gitterform des Kobalts bedingt. Der geringe Kohlenstoffgehalt (bis 0,4 %) bewirkt eine Härtesteigerung, Silizium eine Festigkeitszunahme und Mangan eine Dehnungssteigerung. Ganz allgemein wird durch Zusätze solcher besonderen Elemente eine Kornverfeinerung erreicht, was zu einer Verbesserung der mechanischen Eigenschaften führt. Die Kobalt-Chrom-Legierungen zeichnen sich durch ihre Korrosionsbeständigkeit und Gewebeverträglichkeit aus, sie sind sehr dünnflüssig, und erreichen bei einem geringen spezifischen Gewicht ($8,0 - 8,4 \text{ g/cm}^3$) eine hohe Zugfestigkeit ($89 - 120 \text{ kg/mm}^2$) und Brinellhärte ($330 - 365 \text{ kg/mm}^2$) sowie eine Dehnung von 5 - 10 % und einen Elastizitätsmodul von über $19\,000 \text{ kp/mm}^2$. Aufgrund der sehr großen Erstarrungs- und Abkühlkontraktion (ca. 2,4 %) und der hohen Gießtemperatur wurden für diese Legierungen spezielle Einbettmassen entwickelt (10).

2.2.2. Nickel-Chrom-Legierungen

Die edelmetallfreien Aufbrennlegierungen beruhen auf einer Weiterentwicklung der Kobalt-Chrom-Legierung. Man ersetzte das Kobalt zum größten Teil durch Nickel, weil es einmal die Zähigkeit und die Einhärtung erhöht, zum anderen die Überhitzungsneigung verringert. Außerdem wird das Kornwachstum

behindert, was für die Festigkeitseigenschaften der Legierung von Bedeutung ist. Mit Nickel lassen sich Legierungen herstellen, deren thermischer Ausdehnungskoeffizient unterhalb 20 mal $10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}$ liegt. Aus diesem Grund eignen sich Nickellegierungen besonders gut für Metall-Keramikverbindungen (25). Für die Aufbrenntechnik wurde in USA von der Fa. Ticonium Comp., Albany, das Ticon, von den Edelstahlwerken Witten in Zusammenarbeit mit der Firma Bego (Bremer Goldschlägerei Wilh. Herbst) 1968 das Wiron entwickelt. Über Wiron berichtet KOBES, daß aufgrund der hohen Oberflächenhärte die Konstruktionen sehr grazil gestaltet werden können, was der Schichtstärke der keramischen Massen zugute kommt. Die Zugfestigkeit von 102 kp/mm^2 ist ausgesprochen gut. Die Wärmeleitfähigkeit beträgt etwa $1/5$ der Edelmetall-Legierungen. Die Fließfähigkeit dieser Legierungen soll hervorragend sein. Allerdings soll eine so kompliziert zusammengesetzte Legierung sehr empfindlich gegen Überhitzung sein, die zu einer erhöhten Porenbildung führt (18).

2.3. Gußverfahren

Das Schmelzen erfolgt heute meistens mit der Acetylen-Sauerstoffflamme oder mit dem Induktionsschmelzverfahren. Daneben kann noch im Kohle-Lichtbogen geschmolzen werden, was aber kaum noch üblich ist. Beim Acetylen-Sauerstoffverfahren und beim Kohle-Lichtbogen kommt das Schmelzgut direkt mit Kohlenstoff in Berührung, was zu einer Anreicherung von Kohlenstoff in Form von Karbiden, dem sogenannten "Aufkohlen" führen kann. Trotzdem wird das Acetylen-Sauerstoffverfahren mit Erfolg angewandt. Die Überhitzung des Metalls soll beim Geüben und bei Verwendung der Rauschflamme ziemlich sicher zu umgehen sein - im Gegensatz zu der Kohlen-Lichtbogenmethode. Bei der Hochfrequenzschmelzung, bei der die Energie durch

Induktion im Metall in Wärme umgewandelt wird, kann es nicht zur Aufkohlung kommen. Allerdings besteht bei dieser Methode die Gefahr der Überhitzung (24). Der richtige Zeitpunkt des Gießens, d.h. die optimale Gießtemperatur der Schmelze, wird entweder nach Beobachtung der Schmelze durch ein Kobaltglas oder aber über ein optisches Pyrometer ermittelt. Beim Acetylen-Sauerstoffverfahren sollen nach HARCOURT die geringsten Abweichungen vom Anlieferungszustand des Gußmetalls in Bezug auf Porosität, Korngröße, Karbiden, Dendriten und Oberfläche erzielt werden, wenn mit einer neutralen Flamme erhitzt wird, d.h. Acetylendruck zu Sauerstoffdruck 0,35 kp/cm² zu 1,75 kp/cm² und mit einem Brennerabstand von ca. 10 cm (14).

Durch einen zu hohen Sauerstoffdruck kommt es zu einem Verlust an Kohlenstoff, was zur Abnahme der Härte führt, während es bei zu hohem Acetylendruck oder auch durch Überhitzung und langes Flüssighalten der Schmelze zu einer Kohlenstoffanreicherung kommt, wodurch die Werkstücke spröde und brüchig werden. Um feinkörnige Gefüge zu bekommen, muß eine Überhitzung der Schmelze unbedingt vermieden werden (8).

Auch die Flammeneinstellung ist für einen einwandfreien Guß wichtig, deshalb sollte das Flammenbild immer kontrolliert werden. Es soll mit einer Rauschflamme gearbeitet werden, deren blau-gelber Kern am Brausekopf ca. 1/2 cm lang ist (29). Das Induktionsschmelzverfahren soll nach ANDREAS gegenüber den anderen Methoden erhebliche Vorteile mit sich bringen. Er führt u.a. an,

1. daß das Schmelzen im Vakuum erfolgen kann, wobei der Zutritt von Fremdgasen vermieden wird,
2. daß es durch die gleichmäßige, allseitige Erwärmung und Eindringgeschwindigkeit nicht zu Entmischungsvorgängen im Kristallgitter kommt,

3. daß Entmischungen durch Fremdeinflüsse über die Wirbelströme beseitigt werden und
4. daß der Schmelzvorgang elektrisch sehr feinstufig gesteuert und eine Überhitzung vermieden werden kann (1).

Die Frage, welches Gußverfahren - Acetylen-Sauerstoff oder Hochfrequenz - bessere Ergebnisse bringt, wurde von STÖCKINGER dahingehend beantwortet, daß die aufgetretenen Differenzen in Bezug auf die Härteeigenschaften von Kobalt-Chrom-Legierungen zu gering sind, um einem dieser Verfahren den Vorzug zu geben (26).

Ebenso urteilt KRÜTZFELD über die Gußverfahren, da er keine wesentlichen Unterschiede hinsichtlich der 0,1 %-Dehnung, Bruchspannung und Elastizitätsmodul erkennen konnte (19).

Auch MITSCH konnte bei seinen Versuchen in Bezug auf die Scherfestigkeit zwischen Porzellan und Chrom-Nickel-Legierungen statistisch kein signifikantes unterschiedliches Verhalten des Metalls beim Acetylen-Sauerstoff- und Hochfrequenzverfahren feststellen (22).

2.4. Gießtemperatur

Die Gießtemperatur ist für die mechanischen Eigenschaften eines Werkstückes von großer Bedeutung. Eine Legierung muß so dünnflüssig sein, daß auch die feinsten Gußobjekte ausfließen. Da sich eine Legierung während des Schmelzintervalls in einem zähflüssigen Zustand befindet, wird sie nach HAEMERS im allgemeinen um ca. 5 % über die Schmelztemperatur, das sind etwa 70°C, erhitzt. Gießt man bei zu hohen Temperaturen, so führt das zu einer Kornvergrößerung, was eine Verringerung der mechanischen Eigenschaften nach sich zieht. Besonders die Elastizitätsgrenze soll stark beeinflußt werden. Aus diesem Grunde schreibt HAEMERS, daß die Gießtemperatur 8 % der

Schmelztemperatur nicht überschreiten darf (13).

Auch EBERSBACH, GEHRE und LECKERT weisen darauf hin, daß eine Überhitzung der Schmelze vermieden werden muß, um ein feinkörniges Gefüge zu erhalten (8).

ASGAR und PEYTON kamen zu dem Ergebnis, daß eine zu hohe Gießtemperatur sich auf die Struktur auswirkt, und zwar kommt es zur Bildung von kugeligen und unterbrochenen Karbiden, aus denen höhere Werte für die Dehnung resultierten (2).

CARTER und KIDD demonstrierten, daß die Kontrolle der Gießtemperatur von Bedeutung für die Oberflächenbeschaffenheit und die Festigkeitseigenschaften der Kobalt-Chrom-Legierungen ist. Sie erreichten mit niedrigen Gießtemperaturen ein feineres Gefüge, was zu einem Anstieg der Festigkeit führte. Vorteilhaft war dabei auch die Auswirkung auf die Oberflächenbeschaffenheit (5/6).

2.5. Temperaturbehandlung

HARCOURT zeigte, daß durch das Abschrecken der Kobalt-Chrom-Güsse die Zugfestigkeit abnimmt und die Dehnung ansteigt, gegenüber Güssen, die innerhalb von 24 Stunden abkühlten. Die Korngröße änderte sich nicht. Nach einer Wärmebehandlung beschreibt er ein Ansteigen der Zugfestigkeit und einen Abfall der Dehnung (15).

Keine auffälligen Unterschiede bezüglich Härte, Zugfestigkeit und Struktur zwischen abgeschreckten und langsam abgekühlten Güssen stellten EBERSBACH, GEHRE und LECKERT fest (8).

2.6. Temperaturbestimmung

Alle Autoren weisen beim Gießen auf die Gefahr des Überhitzens hin. Es besteht anscheinend kein Zweifel, daß sich eine Über-

hitzung der Schmelze auf die Struktur und somit auf die mechanischen Eigenschaften negativ auswirkt. Dies bestätigt nochmals PFANNENSTIEL und führt gleichzeitig die Schwierigkeiten einer genauen Temperatursteuerung auf. Bei seinen Untersuchungen ist es keinem erfahrenen Gießer gelungen, den richtigen Gießzeitpunkt der Schmelze durch ein Kobaltglas innerhalb eines Schwankungsbereiches von 50°C zu bestimmen. Aus Angst, einen Fehlguß zu produzieren, wird das Metall oft überhitzt. Um die Gießtemperatur besser einzuhalten, ließ man eine vorbestimmte Energiemenge in einer vorbestimmten Zeit auf eine bestimmte Metallmenge einwirken. Nach Ablauf der Zeit wurde automatisch abgegossen. Aufgrund der unterschiedlichen Formen der Gußkegel und -würfel und der Lage im Tiegel kam es zu keinen gleichmäßigen Güssen. Sehr viel erfolgreicher waren die Versuche mit einem optischen Pyrometer, das allerdings sehr kostspielig ist (23).

Da mir die Fa. Bego (Bremen) ihr optisches Pyrometer zur Verfügung stellte, war es mir möglich, Schmelzen gezielt zu überhitzen und die Gußobjekte auf Durchbiegung, Biegefestigkeit und Mikrostruktur zu untersuchen.

3. METHODEN DER EIGENEN UNTERSUCHUNGEN

3.1. Legierungen und Gußverfahren

Die Versuche wurden mit den sehr gebräuchlichen Kobalt-Chrom-Legierungen Vitallium und Wironit sowie mit der Chrom-Nickel-Aufbrennlegierung Wiron durchgeführt. Das Vitallium wird von der amerikanischen Firma Howmedica Inc. hergestellt, Wironit und Wiron werden von der Edelstahlwerk Witten AG* produziert und von der Firma Bego (Bremer Goldschlägerei Wilh. Herbst) vertrieben.

Zusammensetzung und Eigenschaften wurden teils vom Hersteller, teils aus den Tabellen von ELBRECHT (10) übernommen.

Tabelle 1: Zusammensetzung der Versuchslegierungen

Legierung	C %	Fe %	Cr %	Co %	Mo %	Si %	Mn %	Al %	Ni %	B %
Vitallium	0,4	0,7	30,8	62,5	5,1	0,3	0,5	-	-	-
Wironit G	0,4	1,1	28,0	64,3	5,1	0,6	0,3	0,18	-	-
Wiron S	0,04	-	16,3	-	4,8	0,8	3,5	4,3	70,0	0,1

Tabelle 2: Eigenschaften der Legierungen

Legierung	Schmelz- punkt °C	0,2 (Streck- grenze kp/mm ²	Zugfe- stig- keit kp/mm ²	Härte kp/mm ²	Deh- nung %	Spez. Gew. p/cm ³
Vitallium	1426	63	89	Brinell 365	10	8,0 - 8,4
Wironit G	1370	61,2	90,1	Brinell 330	5	8,0 - 8,4
Wiron S	1380	80,5	90,0	Vickers 380	-	8,2

*jetzt Thyssen Edelstahlwerke AG

Es kamen zwei Schmelzverfahren zur Anwendung:

1. Erschmelzen mit dem Acetylen-Sauerstoffbrenner
2. Erschmelzen mit dem Hochfrequenz-Induktionsverfahren

Zu 1)

Das Gußmetall wird in einem offenen keramischen Tiegel mit einem Draeger-Brausekopf-Brenner erschmolzen. Für Vitallium und Wironit hat die Rauschflamme einen gelbblassen Flammkern von $1/2$ cm, wobei der Sauerstoffdruck $1,75 \text{ kp/cm}^2$, der Acetylendruck $0,5 \text{ kp/cm}^2$ beträgt; für Wiron ist der Flammkern ca. 15 - 20 mm lang, der Sauerstoffdruck beträgt 1 kp/cm^2 , der Acetylendruck $0,4 \text{ kp/cm}^2$. Gegossen wurde mit der Pollux-Motorschleuder der Firma Bego.

Zu 2)

Das Gußmetall wird durch Hochfrequenzströme induktiv erschmolzen. Hochfrequenzströme induzieren im Schmelzgut Wirbelströme. Die entstehende Joule'sche Wärme bewirkt das Schmelzen. Der offene keramische Schmelztiegel ist umgeben von einer wassergekühlten Induktionsspule (1). Es wurde mit einer Hochfrequenz-Motorschleuder der Firma Galloni geschmolzen und gegossen.

3.2. Temperaturmessung

Wie schon ausgeführt wurde, ist eine exakte Temperaturmessung der Schmelze problematisch. Deshalb wurde von der Braun AG ein optisch-elektronisches Temperatur-Meß- und Regelgerät entwickelt. Es handelt sich dabei um den Infrarot-Temperaturstrahlungs-Meßumformer "Infratherm I S 2"

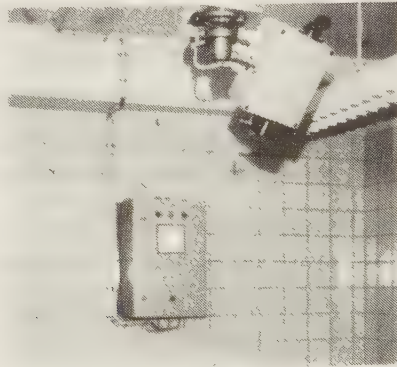


Abb. 1: Infrarot-Temperaturstrahlungsmeßumformer und Maximalwertspeicher (im Hintergrund)

Über das optische System wird einem Siliziumelement die Infrarotstrahlung eines entfernten Meßobjektes zugeführt und in einen Gleichstrom umgeformt. Für meine Messungen wurde das Gerät so installiert, daß der Abstand Meßobjekt - Objektiv 130 cm betrug. Durch ein optisches Durchblickvisier konnte immer ein bestimmter Gußwürfel eingestellt werden. Das Objektiv war für den Meßbereich von 850° - 1800°C geeignet und nahm die Infrarotstrahlen eines Bereiches von 6,8 mm im Durchmesser auf. Dieser Bereich, der sogenannte Meßfleck, muß immer kleiner als das Meßobjekt sein. Bei kleinen Meßobjekten muß die Temperatur-

verteilung beachtet werden: Es wird das Integral der Wärmestrahlung über der Fläche gemessen.

Da die Strahlungstemperaturmessung grundsätzlich von den physikalischen Eigenschaften der Meßobjektoberfläche abhängig ist, muß der sogenannte Emissionsfaktor oder Strahlungskoeffizient am Gerät eingestellt werden. Um diesen zu ermitteln, wurde die Temperatur der Schmelze einmal mit einem Thermoelement und gleichzeitig mit dem optischen Verfahren gemessen, wobei der Temperaturunterschied am Meßumformer durch Einstellen des ϵ -Stellers mit der Temperatur des Thermoelementes in Einklang gebracht wurde. Er betrug bei meinen Versuchen 98 %. Durch einen sehr kleinen spektralen Empfindlichkeitsbereich des verwendeten Silizium-Fotoelementes wird eine geringe Emissionsfaktorabhängigkeit erreicht, dadurch kommt es bei 10 % Emissionsfaktor-Fehlereinstellung bei einer zu messenden Temperatur von 1000°C zu einem Meßfehler von nur 0,9 %.

An dem Infratherm-Meßumformer wurde der elektronische Maximalwertspeicher der Deutschen Gulton GmbH angeschlossen (Abb. 1). Nach Angaben des Herstellers soll durch den extrem exponentiellen Verlauf der Teilstrahlungsleistung mit steigender Temperatur die Maximalwertmessung ein ideales Meßverfahren bei optimaler Störgrößenunterdrückung darstellen. Es soll sich gezeigt haben, daß die Maximalwerte identisch sind mit den wahren Temperaturen. Durch die Doppelspeicherung wird darüber hinaus noch eine höhere Ruhe der Meßgröße erreicht, die es ermöglicht, bessere Regelcharakteristiken zu erreichen. Der Maximalwertspeicher enthält: Netztransformator zur eigenen und zur Versorgung des Meßumformers, zugehörige Netzsicherung und Kontrollampe, feststellbaren Emissionsfaktor-Steller, Meßbereichsumschalter und zwei elektronische Grenzwertschalter mit jeweils unabhängig voneinander über den gesamten Meßbereich einstellbaren Schaltpunkten. Jeder Grenzwertschalter besitzt einen potentialfreien Starkstrom-Umschaltkontakt. Am angeschlossenen

Anzeigeeinstrument wird der Istwert angezeigt. Durch Tastendruck auf die jeweilige Leucht-Drucktaste auf der Frontplatte wird der Sollwert angezeigt, der mit Hilfe der über den Tasten zugänglichen Potentiometern variiert werden kann.

Die eingebauten Maximalwertspeicher gestatten es, bei veränderlichen Meßvorgängen jeweils den höchsten Meßwert festzuhalten. Beide Speicher werden gleichzeitig aufgeladen, jedoch abwechselnd gelöscht, so daß sich eine ständige Anzeige des letzten Maximalwertes ergibt, die auch sofort einem höheren Wert folgt, einen niedrigeren jedoch erst mit einer Verzögerung von zwei Löschimpulsen anzeigt. Für die abwechselnde Entladung der Speicher sorgen zwei Transistoren, die von einem Digitalkreis gesteuert werden, der aus einem astabilen und einem bistabilen Multivibrator und zwei Nandgates besteht. Die Zeiten zwischen den einzelnen Löschimpulsen können mittels eines an der Frontplatte zugänglichen Schalters von 0,1 - 30 Sekunden verändert werden. Das Löschen der Speicher kann durch einen internen Taktgeber oder durch einen äußeren Kontakt erfolgen.

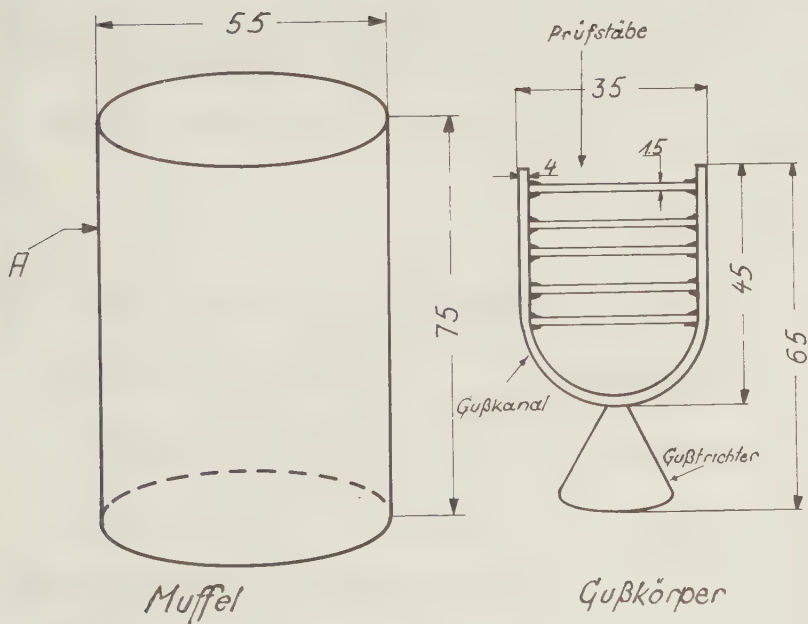
An den Maximalwertspeicher war ein X-Y-Schreiber angeschlossen, der den gesamten Schmelzvorgang aufzeichnete.

3.3. Prüfkörper

Als Prüfkörper wurden runde Wachsprofile gewählt, die einen Durchmesser von ca. 1,5 mm und eine Länge von ca. 26 mm hatten. Diese Rundstäbe wurden zwischen die Schenkel eines U-förmig gebogenen, 4 mm starken und ca. 120 mm langen Wachsrundstabes gewachst. In einem Abstand von ca. 5 mm hatten 5 Prüfkörper gut Platz. Am tiefsten Punkt des U-Bogens wurde ein konfektionierter Gußtrichter von 20 mm Höhe angebracht. Durch diese sogenannte "Harfe" erhielt ich pro Guß 5 gleiche Prüfkörper (s. Abb. 2).

Abb. 2

Muffel für WIRONIT G und WIRON S mit dem Gußobjekt



A: Papiermanschette

3.4. Einbetten und Sockeln

3.4.1. Wironit und Wiron

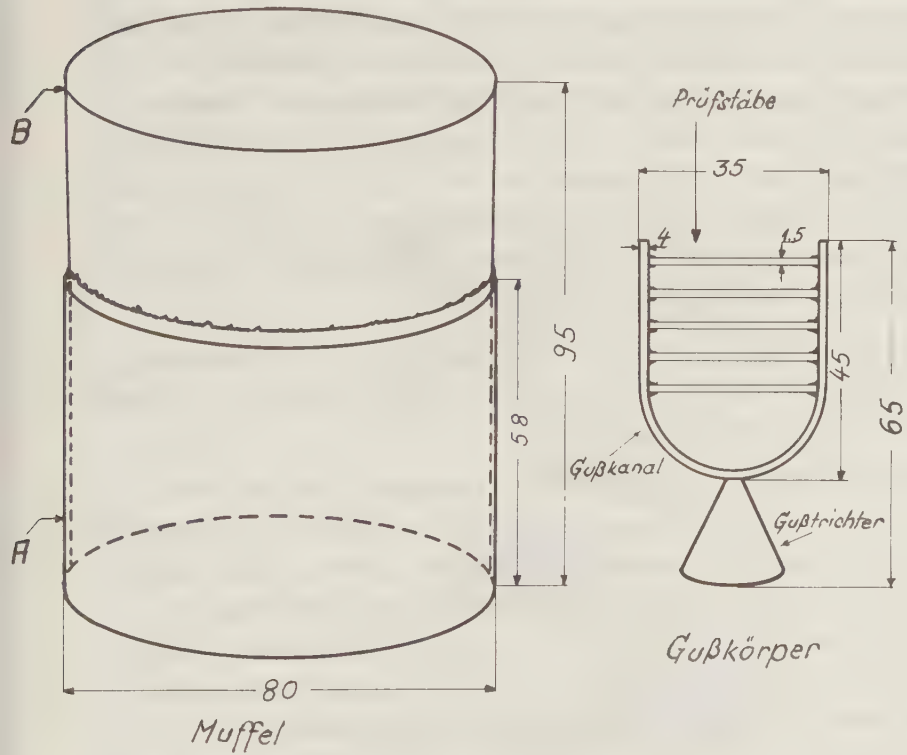
Für Wironit und Wiron wurde als Muffel eine Papiermanschette benutzt, die einen Durchmesser von ca. 55 mm hatte. Der geringste Abstand des Gußobjektes vom Muffelrand betrug etwa 10 mm. Vor dem Einbetten wurde die Wachs Oberfläche der Harfen mit einer geeigneten Flüssigkeit entspannt. Eingebettet wurde mit der vom Hersteller empfohlenen Ein-Phasen-Einbettmasse Wirovest. Es ist eine Masse auf Magnesiumoxid- und Ammoniumphosphat-Basis. Das Anmischverhältnis Wirovest zu Wasser betrug 6,5 zu 1. Angerührt wurde mit einem mechanischen Rührgerät 1 Minute unter Vakuum und das Eingießen in die Muffel erfolgte auf einem Vibrator bei einer Rüttelzeit von ca. 20 Sekunden (s. Abb. 2).

3.4.2. Vitallium

Für das Vitallium wurde als Muffel ein offener Metallring gewählt, der mit wachsetränktem Asbestpapier ausgelegt war und die Eisenmanschette um ca. 35 mm überragte. Der Durchmesser betrug ca. 80 mm, so daß der geringste Abstand des Gußobjektes zur Außenwand etwa 22 mm war. Die Wachs Oberfläche wurde ebenfalls mit einer entsprechenden Flüssigkeit entspannt. Eingebettet wurde mit einer Bindereinbettmasse, die 15 Minuten im Verhältnis 750 Teile Binder auf 900 Teile Binderverdünner angemischt wurde. Dann erfolgte das 25-minütige Einrütteln in die Muffel*. Nach dem Erhärten der Einbettmasse wurde die obere rissige Schicht abgetragen (s. Abb. 3).

*Für das ordnungsgemäße Einbetten bedanke ich mich bei der Firma Kimmel in Mainz.

Abb.3 Muffel für VITALLIUM



A: Eisenring

B: verwachste Papiermanschette

3.5. Vorwärmen und Gießen

Es wurde immer eine Serie von 5 Muffeln in den Trockenofen gestellt. Dieser hatte für Wiron und Wironit eine Temperatur von 300°C , für Vitallium 550°C . Nach einer halben Stunde war das Wachs weitgehendst aus der Form ausgetrieben und die Muffeln wurden in den 300°C bzw. 550°C heißen Vorwärmofen gebracht. Dieser wurde für Wiron und Wironit innerhalb von 60 Minuten auf 1000°C aufgeheizt. Für die dickeren Gußformen der Vitalliumgüsse betrug die Aufheizzeit $2\frac{1}{4}$ Std. und die Endtemperatur 1150°C . Die Endtemperaturen wurden 15 Minuten gehalten, dann erfolgte der erste Guß.

Für den gesamten Gießvorgang mit Einstellen des Temperaturstrahlungs-Meßumformers auf einen bestimmten Würfel im Tiegel wurden ca. 3 Minuten benötigt.

CATER und KIDD zeigten mit ihren Versuchen, daß für einen guten Guß auch die Vorwärmtemperatur der Muffeln von Bedeutung ist. Je niedriger diese gehalten werden konnte, desto feiner wurde das Gefüge, was zu einem Anstieg der Zugfestigkeit führte. Auch erhielten sie eine glattere Oberfläche. Nachteilig wurde ein Ansteigen der Schrumpfung der Gußobjekte empfunden, was wohl auf die geringere Muffelausdehnung zurückzuführen ist (5/6). Außerdem ist die richtige Lage des Gußkanales und die Art der Gußmaschine für die Güte des Gusses entscheidend. Bei fehlerhaft angelegtem Gußkanal kam es gehäuft zu Lunkerbildung, wenn mit einer federgespannten Schleuder gegossen wurde. Wurde jedoch eine stärkere Motorschleuder benutzt, so waren die Güsse trotz falsch angelegtem Kanal lunkerfrei (20).

Auch FUCHS stellte in seiner Arbeit fest, daß der Gußapparat Einfluß auf die Lunkerbildung hat. Und zwar ist weniger die Zentrifugalkraft der Schleuder entscheidend, als vielmehr das initiale Beschleunigungsvermögen (11).

Diese Ergebnisse ebenso wie die Empfehlungen der Hersteller wurden bei der Vorbereitung der Muffeln für den Guß beachtet.

Zuerst wurde mit dem Acetylen-Sauerstoffverfahren geschmolzen und in der Motorschleuder vom Typ Pollux gegossen. Es wurden ca. 20 g einer Legierung aufgelegt, das bedeutete für Wironit und Wiron jeweils 4, für Vitallium 5 Originalwürfel. Die Würfel wurden für jeden Guß möglichst gleich im offenen Tiegel angeordnet (s. Abb. 4).

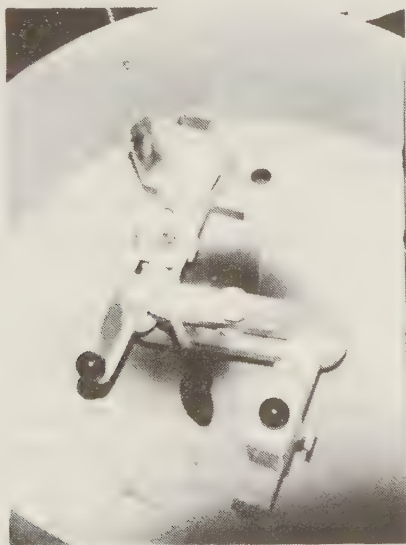


Abb. 4: Anordnung der Gußwürfel
im offenen Tiegel

Dann wurde die Muffel dem Vorwärmofen entnommen und in die Schleuder gespannt. Jetzt wurde der Infrarot-Temperaturstrahlungsmeßumformer mit Hilfe des optischen Durchblickvisiers auf den vorher bestimmten Gußwürfel gerichtet. Vorher war der Maximalwertspeicher auf die zu messende Temperatur eingestellt worden. Dann wurde die Acetylen-Sauerstoffflamme

entzündet und nach den vorher beschriebenen Empfehlungen eingestellt und das Metall erschmolzen. Sobald die Flamme auf die Würfel gerichtet war, wurde der X-Y-Schreiber eingeschaltet, der die Temperaturkurve aufzeichnete. Gleichzeitig wurde die Zeit genommen. War die vorher festgelegte Temperatur erreicht, ertönte ein Signal und der Schleudervorgang wurde durch Hand ausgelöst.

Das Hochfrequenz-Induktionsverfahren wurde mit einer italienischen Schleuder der Firma Galloni durchgeführt. Dabei war der Ablauf ebenso wie beim Acetylen-Sauerstoffverfahren beschrieben. Die Optik des Infrathermgerätes war hier direkt auf den Tiegelboden gerichtet, so daß immer die Temperatur vom Mittelpunkt der Schmelzenoberfläche angezeigt wurde (s. Abb. 5).



Abb. 5: Schema der eingestellten
Optik des Infrathermgerätes
auf die Schmelze beim HF-
Verfahren

Der Abstand Schmelze - Objektiv betrug bei beiden Verfahren 130 cm. Nach jedem Guß wurde die Gußnummer, die Legierung,

das Gußverfahren, die Gießtemperatur und die Schmelzzeit aufgeschrieben.

Vor Beginn der Versuche mußte überlegt werden, um wieviel Grad die Schmelzen überhitzt werden sollten. Aus diesem Grunde wurden Vorversuche durchgeführt um zu sehen, welche Temperaturen ohne große Schwierigkeiten erreicht werden konnten. Dabei stellte sich heraus, daß für Wironit und Vitallium Temperaturen über 1700°C und für Wiron über 1600°C nur zu erreichen sind, wenn sowohl mit der Flamme als auch mit dem Induktionsstrom die Wärmezufuhr sehr lange (über 2 Minuten) erfolgte. Dabei kam es zu Funkenflug aus dem Tiegel, was auf die Verbrennung von Legierungsbestandteilen, vermutlich Kohlenstoff, hinwies. Die Schmelze war dabei so dünnflüssig, daß sie beim Acetylen-Sauerstoffverfahren durch den Druck der Flamme aus dem optischen Bereich des Infratherm-Meßgerätes gedrückt wurde.

Da wohl kein Gießer die Schmelze in diesem Maße überhitzen wird, schien es sinnvoll, eine Höchsttemperatur zu wählen, die unter Umständen bei sehr großer Unachtsamkeit erreicht werden kann. Diese Temperatur wurde für Vitallium und Wironit auf 1700°C , für Wiron auf 1600°C festgelegt.

Die optimale Gießtemperatur für Vitallium wird vom Hersteller mit 1543°C angegeben, für Wironit mit 1487°C . Ich legte für beide Legierungen die Anfangstemperatur auf 1500°C fest, wobei der Unterschied der Schmelzpunkte zu gering sein dürfte, als daß er einen Einfluß auf die Eigenschaften der Legierungen hat, die von der Differenz zwischen Gußtemperatur und Schmelzpunkt abhängig ist (2/3/5/6).

Da die Versuche unter gleichen Bedingungen durchgeführt werden sollen, ist eine gemeinsame Gußtemperatur durchaus gerechtfertigt.

Für Wiron wurde die optimale Gießtemperatur mit 1400°C angegeben, die auch in meinen Versuchen als Anfangstemperatur Eingang fand.

3.6. Gußschema

Um die Änderung der Biegefestigkeit bei steigender Gußtemperatur zu bestimmen, wird eine genügend große Anzahl von Güssen benötigt, um Vergleiche bei den Meßergebnissen ziehen zu können. Alle 3 Legierungen wurden mit den beiden beschriebenen Gußverfahren erschmolzen. Für jeden Guß wurden neue Gußwürfel benutzt. Die Güsse waren in 5 Temperaturstufen aufgeteilt. Die erste beinhaltete die vom Hersteller empfohlene Gießtemperatur. Diese wurde pro Temperaturstufe um 50°C gesteigert, so daß am Ende die Anfangstemperatur um 200°C überschritten wurde. Von jeder Legierung wurden pro Temperaturstufe 5 Güsse gemacht (s. Tab. 3). Somit erhielt ich 150 Gußobjekte (Harfen), die mir 750 Biegeproben lieferten, von denen aus statistischen Gründen 300 zur Auswertung kamen.

Güsse für Cobalt-Chrom-Legierungen

Temp. Leg.	1500°C	1550°C	1600°C	1650°C	1700°C
Wironit	5	5	5	5	5
Vitallium	5	5	5	5	5

Güsse für Chrom-Nickel-Legierungen

Temp. Leg.	1400°C	1450°C	1500°C	1550°C	1600°C
Wiron	5	5	5	5	5

Tabelle 3: Gußschema

Ich bedanke mich bei den Herren Bleyer und Droste der Firma Bego für die Unterstützung bei der Durchführung der Güsse.

3.7. Nachbehandlung der Proben

Die Muffeln kühlten nach dem Gießen über Nacht auf Zimmertemperatur ab. Die Gußobjekte wurden dann ausgebettet und sandgestrahlt. Für jede Harfe war eine Plastiktüte vorbereitet worden, auf der die Gußnummer, die Legierung, die Temperaturstufe und das Gußverfahren angegeben waren. Nachdem so alle 150 Harfen vorlagen, wurden die Biegestäbe aus ihrem U-Bogen mittels eines Schnellschleifers herausgetrennt. Die Trennstellen lagen so weit von der Prüfstrecke entfernt, daß die entstehende Hitze zu keiner Beeinträchtigung der Probe führen konnte. Die einzelnen Stäbe wurden dann in der Hand mit einem Feinschleifkörper von vorhandenen Gußperlen und Gußfahnen befreit. Auch hier war die Hitzeentwicklung sehr gering, denn man konnte den Stab gut in der Hand halten. Anschließend kamen die so behandelten Biegeproben wieder in ihre beschriftete Tüte zurück.

3.8. Auswahl der Proben

Um zu einer statistisch gesicherten Aussage zu kommen genügt es, aus den 5 Prüfstäben einer Harfe zwei beliebige auszuwählen, so daß pro Temperaturstufe 10 Proben zur Verfügung standen. Diese zwei zu prüfenden Stäbe wurden wahllos aus den fünf in einer Tüte befindlichen Proben herausgenommen. Dann wurde der Durchmesser mit einer Mikrometerschraube in der Probenmitte in zwei senkrecht zueinander stehenden Richtungen gemessen. Dabei kamen Werte zwischen 1,45 mm und 1,55 mm heraus. Der Mittelwert der beiden Messungen galt als Probendurchmesser d_0 . Nachdem dieser Wert festgestellt und notiert war, wurde der Biegeversuch durchgeführt und die durchgebrochenen Stücke der Probe gekennzeichnet.

3.9. Proben für Schliffbilder

Für die Schliffbilder wurde von jeder Legierung und jedem Schmelzverfahren eine Probe aus der 1. Temperaturstufe und eine Probe aus der 5. Temperaturstufe ausgewählt, so daß insgesamt 12 Schliffe angefertigt werden konnten.

3.10. Herstellung der Schliffbilder

Von den zu Biegeproben umgeschmolzenen Gußwürfeln wurden im Anschluß an den Biegeversuch Mikroschliffe senkrecht zur Längsachse der Versuchsstäbe angefertigt. Dabei wurde jeweils eine Probenhälfte in Kunstharz eingebettet, auf SiC-Papieren geschliffen und mit Diamantpaste in den Körnungsstufen 7 und 2,5 μm vorpoliert. Das Feinpolieren erfolgte auf einem sehr weichhaarigen Tuch unter Zugabe von Poliertonerde. Das Polieren mußte, da es aufgrund der geringen Probenabmessungen von Hand ausgeübt wurde, sehr sorgfältig durchgeführt werden. Dies galt insbesondere für die Proben aus den Co-Cr-Mo-Legierungen, weil deren Grundmasse sehr leicht zur Kaltverfestigung neigt. Vor dem Ätzen wurden die Schliffflächen aus dem eben genannten Grunde mikroskopisch im Auflicht-Interferenzkontrast auf Deformationsfreiheit untersucht.

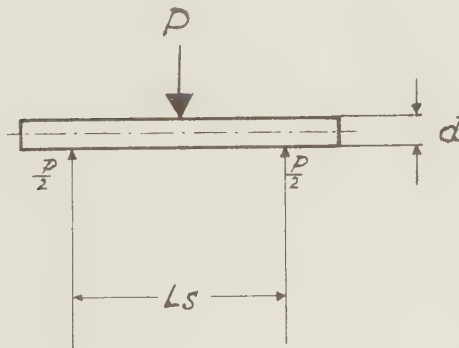
4. FESTIGKEITSMESSUNG

4.1. Biegeversuch

Der Versuch wird durchgeführt, um die Biegefestigkeit und die Verformungsfähigkeit von Gußmetallen zu ermitteln.

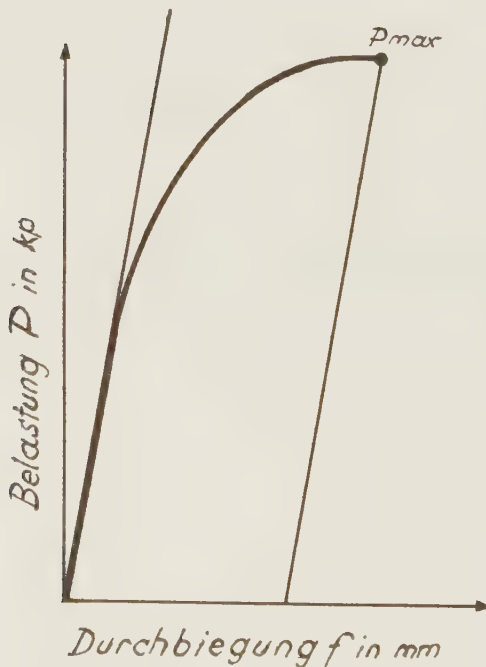
Dabei wird eine Probe als Balken auf zwei Stützen durch eine in der Mitte zwischen den Stützen angreifende Einzelkraft bis zum Bruch stetig belastet (s. Abb. 6).

Abb. 6 Schema der Versuchsanordnung



Meine Aufgabe war es, anhand des Biegeversuches die Bruchdurchbiegung f_B und die Biegefestigkeit σ_{bB} der vorliegenden Legierungen aufzuzeigen. Diese Werte sind interessant, weil sie die Belastbarkeitsgrenze des Werkstoffes angeben. Mit Hilfe der bei der Biegeprüfung aufgezeichneten Kurven konnte die Bruchdurchbiegung in mm und die Kraft $P_{\max}$, die zum Bruch der Probe nötig war, in kp abgelesen werden (s. Abb. 7).

Abb. 7 Kraft - Weg - Diagramm



Da man den mittleren Durchmesser d_o der Probe und die Stützweite L_s der Biegevorrichtung ausmessen kann, macht es keine Schwierigkeiten, die Biegefestigkeit σ_{bB} auszurechnen. Sie ist der Quotient aus dem Biegemoment M_B beim Bruch der Probe und deren Widerstandsmoment W . Für die vorliegenden Rundproben gilt: (7)

$$M_B = \frac{P_{\max} \cdot L_s}{4} \quad W = \frac{\pi \cdot d_o^3}{32}$$

$$\sigma_{bB} = \frac{M_B}{W} = \frac{8 \cdot P_{\max} \cdot L_s}{3 \cdot d_o \cdot \pi}$$

4.2. Biegevorrichtung

Die Biegeversuche wurden an einer speziellen Biegevorrichtung durchgeführt. Sie wurde entwickelt, um die üblichen Zerreißmaschinen nicht immer durch Zusatzvorrichtungen in Biegemaschinen umbauen zu müssen (s. Abb. 8). Um den Anspruch auf Reproduzierbarkeit bei dieser einmaligen Vorrichtung nicht zu verlieren, wurde ein handelsüblicher Zug- und Druckkraftnehmer, eine sogenannte Kraftmeßdose der Firma Hottinger-Baldwin eingebaut. Nach Angaben der Firma ist der Aufbau und die Arbeitsweise wie folgt: "Das Meßprinzip beruht darauf, daß die zu messende Kraft durch ein Federglied aufgenommen wird. die elastische Verformung des Federgliedes - ein Maß für die einwirkende Kraft - wird mit Hilfe eines induktiven Meßelementes in ein der einwirkenden Kraft proportionales elektrisches Ausgangssignal umgewandelt. Der benutzte Druckkraftaufnehmer Q3 50K besteht im Prinzip aus 2 Membranen gleicher Festigkeit, welche am Umfang in kräftige Flanschringe übergehen und in der Rotationsachse Gewindeanschlusstutzen tragen. Zwischen den beiden miteinander verschraubten Membranen befindet sich zentral ein induktiver Wegaufnehmer WLE

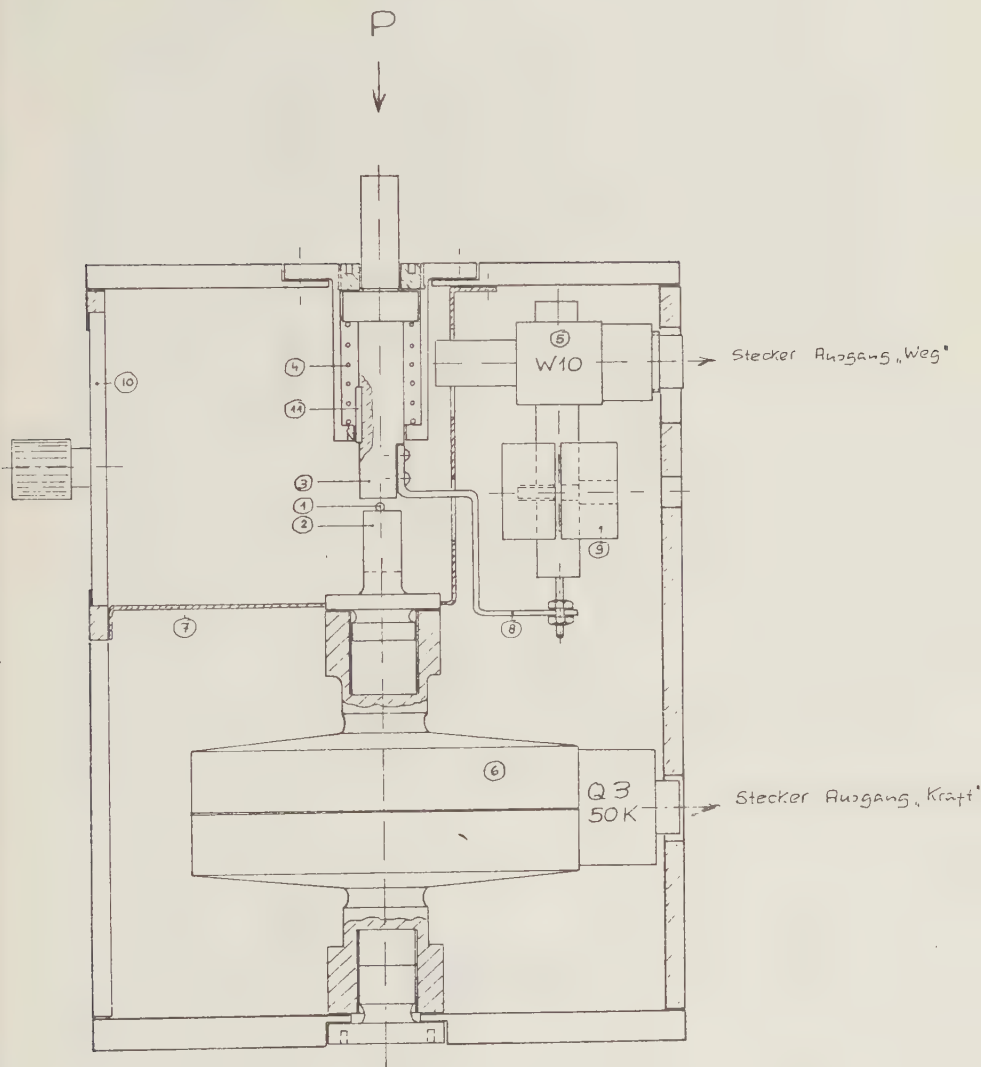
Dieser ist so angeordnet, daß die Messung möglichst wenig von überlagerten Biege- und Torsionskräften beeinflußt wird."

Zusätzlich war noch ein induktiver Wegaufnehmer der Firma Hottinger-Baldwin vom Typ W10 eingebaut, der die Veränderung der Probe während der Durchbiegung erfaßte. Die Arbeitsweise des Wegaufnehmers wird wie folgt angegeben: "In einem zylindrischen Aufnehmergehäuse ist eine Differentialdrossel mit axial verschiebbarem Tauchanker untergebracht. Die beiden Meßspulen sind zu einer induktiven Halbbrücke zusammengeschaltet. Sie werden an Trägerfrequenz-Meßverstärker angeschlossen und dort 2 Präzisionswiderstände zu einer Vollbrücke ergänzt. Durch die Tauchankerverschiebung wird die vorher abgegliche Wheatstone-Brücke verstimmt. Das vom Aufnehmer erzeugte Meßsignal (Strom oder Spannung) ist proportional der Ankerverschiebung und somit ein Maß für den Weg des mit dem Tauchanker verbundenen Meßobjektes. Das Meßsignal wird durch den Meßverstärker verstärkt und nach Gleichrichtung auf ein Registriergerät gegeben."

Der auf die zwischen den beiden Stützen liegenden Probe einwirkende Stempel wurde mit einer gleichmäßigen Kraft von 4 atü niedergedrückt. Die aufgewandte Kraft und die Strecke der Verformung bis zum Bruch der Probe wird von einem X-Y-Schreiber aufgezeichnet (s. Abb. 9).

Ich bedanke mich bei Herrn Kemmer von der Thyssen Edelstahlwerke AG, Werk Witten, für die Bereitstellung der Biegevorrichtung.

Spez. Biegevorrichtung Seitenansicht

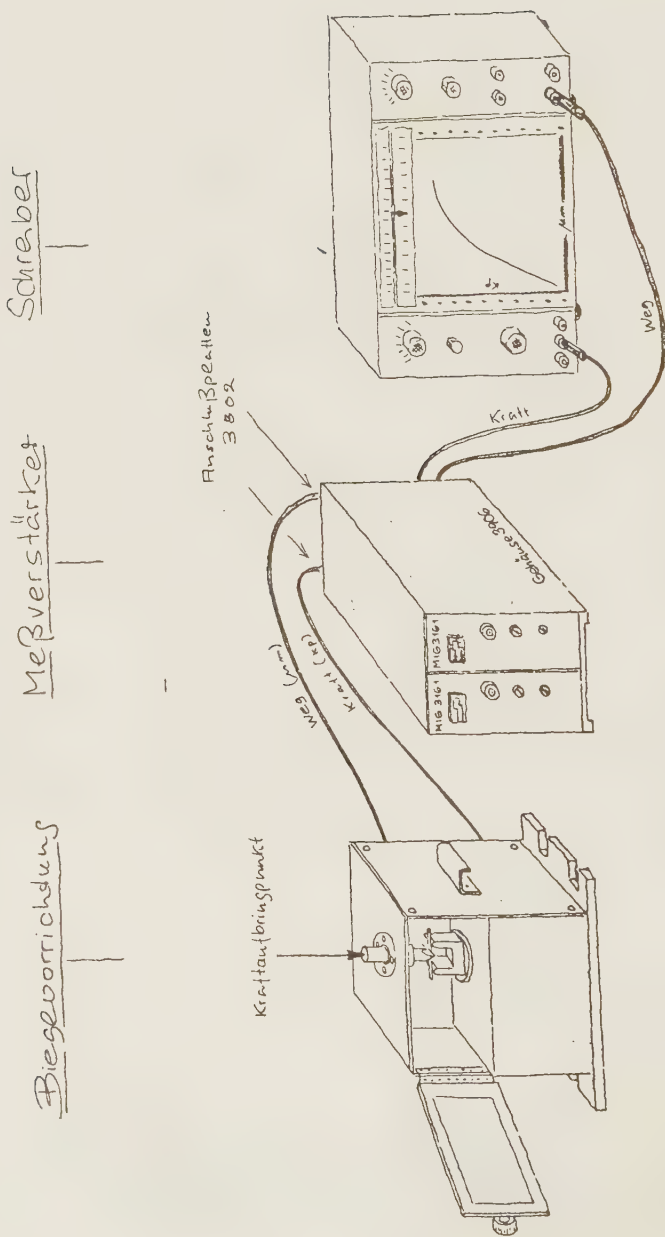


- ① Probe
- ② Auflage
- ③ Biegestempel

- ④ Druckfeder
- ⑤ Wegannahmer
- ⑥ Kraftmeßzelle

- ⑦ Prüfraumabtrennung
- ⑧ Wegannahmer-Mitholmer
- ⑨ Wegannahmer-Halter
- ⑩ Tür mit Plexiglas
- ⑪ Kell

Abb.9 Schema des Versuchsaufbaus



OK 1970
Femmes

5. ERGEBNISSE

5.1. Wironit G

1. Temperaturstufe: 1500°C

Acetylen-Sauerstoff- und Induktionsverfahren bringen optimale Mittelwerte für die Biegefestigkeit, wobei der Wert der mit der Flamme erschmolzenen Proben etwas höher ausfällt (201 kp/mm² bzw. 198 kp/mm²). Der niedrigste Wert der 10 Proben für das 1. Schmelzverfahren liegt bei 191 kp/mm², für das 2. Verfahren bei 187 kp/mm², der höchste bei 209 kp/mm² bzw. 205 kp/mm². Die zurückgelegte Strecke bei der Durchbiegung bis zum Bruch ist für beide Verfahren mit 2,5 mm gleich.

2. Temperaturstufe: 1550°C

Das Acetylen-O₂-Verfahren bringt den gleichen Mittelwert wie bei 1500°C, allerdings bewegen sich die einzelnen Werte zwischen 185 kp/mm² und 208 kp/mm². Der Mittelwert beim Induktionsverfahren liegt mit 183 kp/mm² sehr viel tiefer als bei der ersten Temperaturstufe und die einzelnen Werte reichen von 165 bis 203 kp/mm². Die Mittelwerte für die Bruchdurchbiegung sind gegenüber der ersten Temperaturstufe für das Acetylen-Sauerstoffverfahren um 0,25 mm niedriger, für das Hf-Verfahren um 0,5 mm höher.

3. Temperaturstufe: 1600°C

Das Acetylen-Sauerstoffverfahren bringt mit 197 kp/mm² einen niedrigeren Mittelwert für die Biegefestigkeit als bei der 1. und 2. Temperaturstufe.

Der Mittelwert für das HF-Verfahren liegt mit 189 kp/mm² niedriger als bei der 1. Temperaturstufe, jedoch um 6 kp/mm² höher als bei der 2. Temperaturstufe.

Die einzelnen Werte beim Acetylen-Sauerstoffverfahren bewegen sich zwischen 184 kp/mm^2 und 202 kp/mm^2 , beim HF-Verfahren zwischen 176 und 205 kp/mm^2 . Somit ist die Streuung der Werte für beide Verfahren kleiner als bei der zweiten Temperaturstufe.

Die Mittelwerte für die Bruchdurchbiegung entsprechen bei beiden Verfahren denen der 2. Temperaturstufe.

4. Temperaturstufe: 1650°C

Der Mittelwert für das Acetylen-Sauerstoffverfahren liegt hier ebenso hoch wie bei 1600°C .

Die einzelnen Werte bewegen sich in dem geringen Bereich von $188 - 200 \text{ kp/mm}^2$. Das HF-Verfahren zeigt einen Abfall von 8 kp/mm^2 gegenüber der 3. Temperaturstufe. Der höchste Wert der Serie erreicht hier 197 kp/mm^2 , der niedrigste 164 kp/mm^2 . Dabei ist der Mittelwert für die Bruchdurchbiegung beim Acetylen-Sauerstoffverfahren um $0,5 \text{ mm}$ höher und beim HF-Verfahren um $0,2 \text{ mm}$ niedriger als bei der 3. Temperaturstufe.

5. Temperaturstufe: 1700°C

Für beide Verfahren wird der niedrigste Mittelwert für die Biegefestigkeit erzielt.

Auch die niedrigsten Werte der 10 Proben werden für das Acetylen-Sauerstoffverfahren mit 169 kp/mm^2 , für das HF-Verfahren mit 152 kp/mm^2 bei dieser Temperatur erreicht.

Die höchsten Werte sind bei 201 bzw. 202 kp/mm^2 .

Die Bruchdurchbiegung kommt beim Acetylen-Sauerstoffverfahren mit $2,6 \text{ mm}$ der 1. Temperaturstufe sehr nahe, während beim HF-Verfahren der Mittelwert mit $2,0 \text{ mm}$ am niedrigsten von allen Temperaturstufen ist.

5.2. Vitallium

1. Temperaturstufe: 1500°C

Auch diese Legierung bringt hier ihre optimalen Mittelwerte für die Biegefestigkeit mit 192 kp/mm² beim Acetylen-Sauerstoffverfahren, und mit 188 kp/mm² beim HF-Verfahren.

Der niedrigste Wert der 10 Proben liegt für das 1. Verfahren bei 182, für das 2. Verfahren bei 175 kp/mm², der höchste Wert bei 209 bzw. 205 kp/mm². Die Bruchdurchbiegung ist mit ca. 0,9 mm für beide Verfahren sehr niedrig.

2. Temperaturstufe: 1550°C

Beide Verfahren bringen mit 187 kp/mm² gleiche und somit niedrigere Mittelwerte für die Biegefestigkeit als bei der 1. Temperaturstufe.

Beim 1. Verfahren liegen die einzelnen Werte zwischen 181 und 196 kp/mm², beim 2. Verfahren zwischen 178 und 194 kp/mm².

Die Bruchdurchbiegung ist mit 0,98 mm für das Acetylen-Sauerstoff- und mit 1,2 mm für das HF-Verfahren nur unwesentlich höher als bei 1500°C.

3. Temperaturstufe: 1600°C

Hier fällt die Biegefestigkeit gegenüber den beiden ersten Temperaturstufen stark ab.

Der Mittelwert für das Sauerstoffverfahren liegt bei 178 kp/mm², die 10 Werte bewegen sich zwischen 166 und 195 kp/mm². Der Mittelwert für das HF-Verfahren beträgt 175 kp/mm², und der niedrigste bzw. der höchste Wert ist 152 bzw. 194 kp/mm². Der Mittelwert für die Bruchdurchbiegung ist bei beiden Verfahren mit 1,5 mm im Vergleich zu den anderen Temperaturstufen am höchsten.

4. Temperaturstufe: 1650°C

Mit 179 kp/mm² ist der Mittelwert der Biegefestigkeit für das 1. Verfahren fast gleich mit dem der 3. Temperaturstufe. Die einzelnen Werte liegen zwischen 162 und 191 kp/mm².

Für das HF-Verfahren wird mit 169 kp/mm² der niedrigste Mittelwert erhalten. Die einzelnen Werte reichen von 147 bis 183 kp/mm². Die Bruchdurchbiegung ist mit 0,8 mm für das Acetylen-Sauerstoffverfahren am niedrigsten; für das HF-Verfahren mit 1,2 mm vergleichbar mit der 2. Temperaturstufe.

5. Temperaturstufe: 1700°C

Das Acetylen-Sauerstoffverfahren erreicht mit 176 kp/mm² seinen niedrigsten Mittelwert (Einzelwerte von 154 bis 191 kp/mm²). Das 2. Verfahren bringt hier einen Mittelwert, der mit 177 kp/mm² höher liegt als bei der 3. und 4. Temperaturstufe (Einzelwerte von 150 bis 189 kp/mm²).

Der Mittelwert für die Bruchdurchbiegung ist beim 1. Verfahren mit 1,2 mm höher als bei der 1., 2. und 3. Temperaturstufe, beim 2. Verfahren mit 1,2 mm ungefähr gleich mit der 2. und 4. Temperaturstufe.

5.3. Wiron S

1. Temperaturstufe: 1400°C

Hier ist es ebenso wie bei den anderen Legierungen: Die vom Hersteller angegebene Gußtemperatur bringt die optimalsten Ergebnisse für die Biegefestigkeit, und zwar für das Acetylen-Sauerstoffverfahren 166 kp/mm², wobei die einzelnen Werte zwischen 156 und 177 kp/mm² liegen.

Für das HF-Verfahren ist der Mittelwert 165 kp/mm², die Einzelwerte bewegen sich von 154 bis 181 kp/mm².

Der Mittelwert für die Bruchdurchbiegung ist beim 1. Verfahren 0,7 mm, beim 2. Verfahren 0,6 mm.

2. Temperaturstufe: 1450°C

Mit 158 kp/mm² liegt der Mittelwert der Biegefestigkeit beim Acetylen-Sauerstoffverfahren niedriger als für die 1. Temperaturstufe.

Die Einzelwerte bewegen sich in einem weiten Bereich von 137 bis 170 kp/mm². Auch das Ergebnis für das HF-Verfahren ist mit 153 kp/mm² niedriger (Einzelwerte von 131 bis 169 kp/mm²).

Die Durchbiegung erreicht bei beiden Verfahren die kürzeste Strecke mit 0,59 mm bzw. 0,54 mm.

3. Temperaturstufe: 1500°C

Der Mittelwert für die Biegefestigkeit beim Acetylen-Sauerstoffverfahren liegt jetzt mit 161 kp/mm² über dem der 2. Temperaturstufe.

Die Einzelwerte bewegen sich von 146 bis 174 kp/mm².

Beim HF-Verfahren ist der Mittelwert gleich dem der 2. Temperaturstufe (Einzelwerte von 127 bis 168 kp/mm²).

Der Mittelwert für die Bruchdurchbiegung ist beim 1. Verfahren mit 0,8 mm höher als bei der 1. und 2. Temperaturstufe, beim 2. Verfahren gleich der 2. Temperaturstufe.

4. Temperaturstufe: 1550°C

Der Mittelwert für die Biegefestigkeit beim Acetylen-Sauerstoffverfahren ist identisch mit dem der 2. Temperaturstufe (Einzelwerte 136 bis 180 kp/mm²).

Beim 2. Verfahren liegt er um ein kp/mm² niedriger als bei der 2. und 3. Temperaturstufe (Einzelwerte 129 bis 164 kp/mm²).

Die Mittelwerte für die Bruchdurchbiegung sind bei beiden Verfahren gleich denen der ersten Temperaturstufe.

5. Temperaturstufe: 1600°C

Mit 157 kp/mm² liegt der Mittelwert beim Acetylen-Sauerstoffverfahren am niedrigsten, ist dabei aber nur um 1 kp/mm² niedriger als die der 2. und 4. Temperaturstufe (Einzelwerte 147 bis 166 kp/mm²).

Beim HF-Verfahren ist der Mittelwert von 155 kp/mm² höher als für die 2., 3. und 4. Temperaturstufe (Einzelwerte von 127 bis 171 kp/mm²).

Der Mittelwert für die Bruchdurchbiegung beträgt 0,6 mm bzw. 0,7 mm.

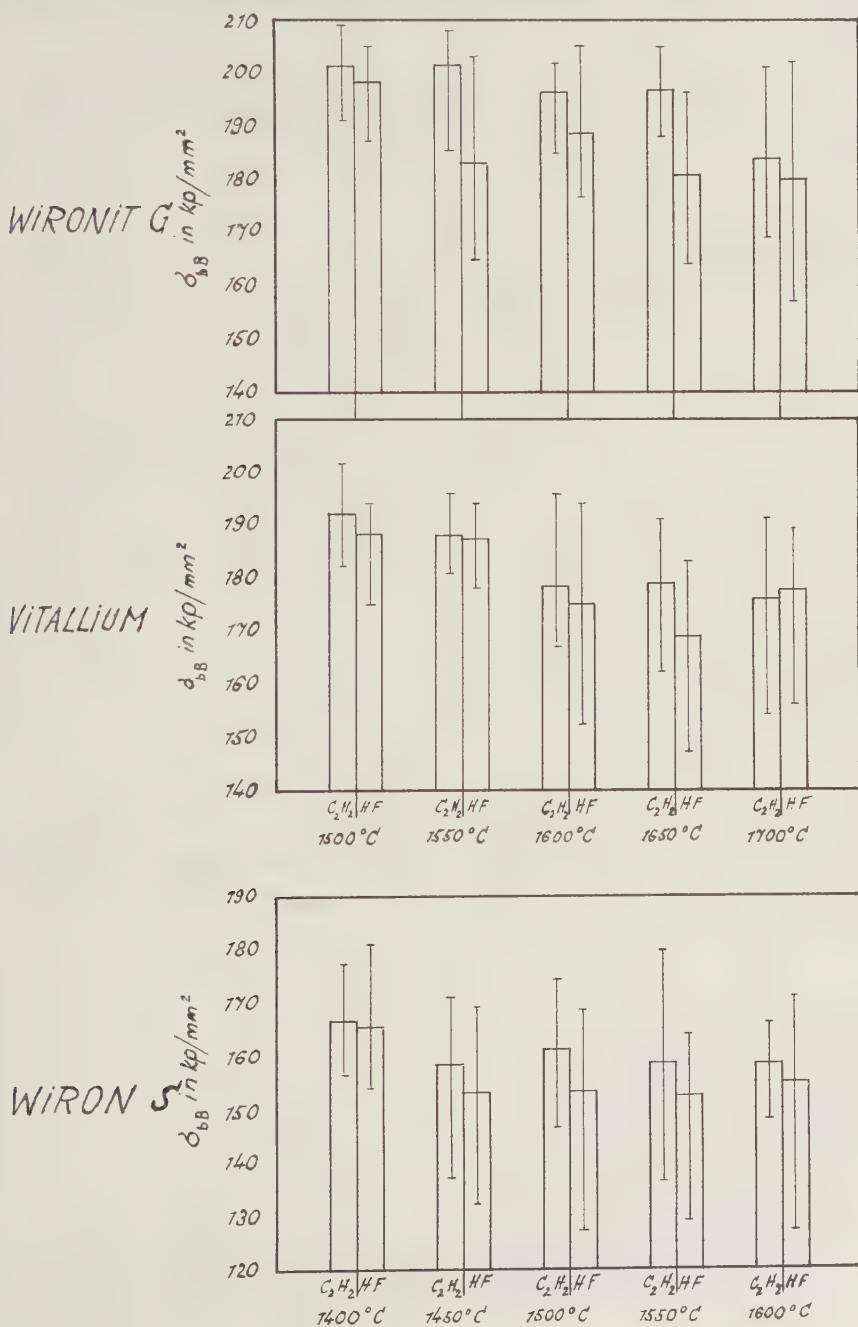
5.4. Mittelwerttabellen für die Festigkeit und die Bruch-
durchbiegung von jeweils 10 Proben einer Temperaturstufe

Metall	Gießtemp. °C	Festigkeit kp/mm ²		Durchbiegung mm	
		C ₂ H ₂ -O ₂	HF	C ₂ H ₂ -O ₂	HF
Wironit G	1500	201.38	198.27	2.565	2.590
	1550	201.84	183.31	2.310	3.030
	1600	197.23	189.01	2.340	2.930
	1650	197.70	181.28	2.800	2.730
	1700	184.47	180.69	2.620	2.060
Vitallium	1500	192.61	188.83	0.880	0.915
	1550	187.98	187.83	0.980	1.255
	1600	178.78	175.13	1.520	1.520
	1650	179.02	169.43	0.820	1.295
	1700	176.04	177.57	1.245	1.210
Wiron S	1400	166.08	165.68	0.780	0.655
	1450	158.46	153.25	0.590	0.540
	1500	161.30	153.63	0.865	0.520
	1550	158.52	152.46	0.715	0.630
	1600	157.69	155.07	0.625	0.760

Die niedrigsten und höchsten Werte für Festigkeit und Durchbiegung von 10 Proben einer Temperaturstufe

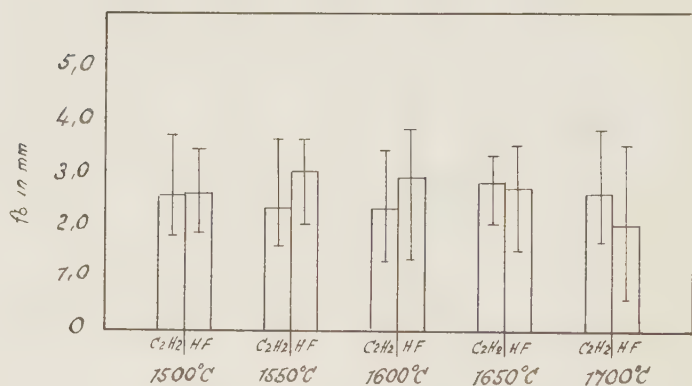
Metall	Gießtemp. °C	Festigkeit kp/mm ²		Durchbiegung mm	
		C ₂ H ₂ -O ₂	HF	C ₂ H ₂ O ₂	HF
Wironit	1500	191.0-209.1	187.3-205.1	1.80-3.70	1.85-3.40
	1550	185.5-208.4	165.3-203.3	1.60-3.60	2.00-3.60
	1600	184.9-202.2	176.8-205.1	1.30-3.40	1.35-3.80
	1650	188.0-205.0	164.2-196.9	2.00-3.30	1.50-3.50
	1700	169.0-201.8	152.1-202.0	1.70-3.70	0.60-3.50
Vitallium	1500	182.8-201.6	175.1-199.2	0.50-1.10	0.50-1.25
	1550	181.2-196.0	178.0-194.5	0.40-1.40	0.70-1.80
	1600	166.2-195.6	152.1-194.1	0.70-2.55	0.50-2.80
	1650	162.7-191.1	147.3-183.3	0.40-1.35	0.30-3.40
	1700	154.2-191.1	150.6-189.6	0.85-1.70	0.20-1.90
Wiron	1400	156.6-177.5	154.3-181.8	0.50-1.10	0.30-1.10
	1450	137.1-170.5	131.8-169.7	0.25-1.10	0.15-1.30
	1500	146.7-174.9	127.3-168.6	0.30-1.80	0.30-1.00
	1550	136.3-180.0	129.2-164.1	0.30-1.30	0.05-1.50
	1600	147.9-166.5	127.3-171.1	0.25-1.20	0.15-1.80

5.4.1 Graphisch dargestellte Mittelwerte der Biegefestigkeit σ_{bB} aus 10 Proben

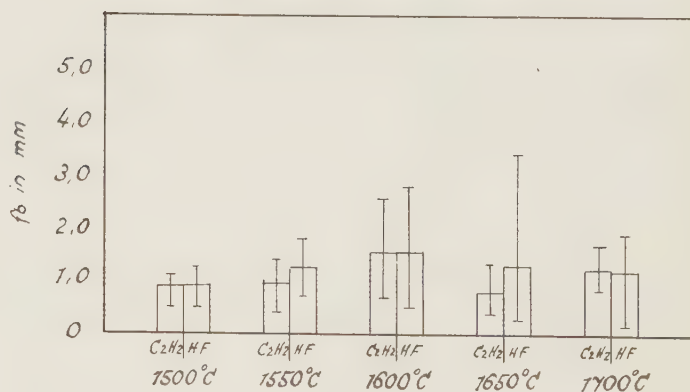


Graphisch dargestellte Mittelwerte der Bruchdurchbiegung f_b aus 10 Proben

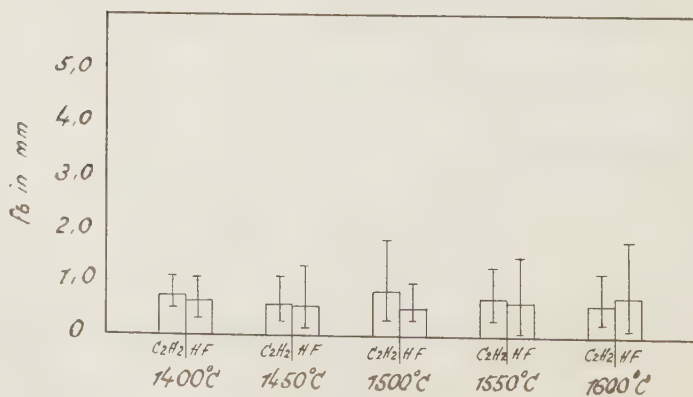
WIRONIT G



VITALLIUM



WIRON S



5.5. Auswertung der Schliffbilder

In den Bildern 1 bis 3 ist der Einfluß der Schmelztemperatur und der Erschmelzungsart auf das Gefüge der Gußproben wiedergegeben. Dabei dient die 100-fache Vergrößerung zur Darstellung der Gußstruktur, die 500-fache Vergrößerung zur Darstellung des Feingefüges. Die Bildtafeln sind hinsichtlich ihres Aufbaues identisch. So zeigt jeweils die obere Bildreihe die Gefüge nach dem Schmelzen bei der niedrigen, die untere Bildreihe die Gefüge nach dem Schmelzen bei der hohen Temperatur. Die Bilder auf der linken Tafelhälfte weisen die Gefüge nach Azetylen-Sauerstoff-Erschmelzung, die der rechten Tafelhälfte die Gefüge nach induktiver Erschmelzung aus.

Für das Gußmetall "Wironit G" sind die verschiedenen Gefügestände in den Bildern 1 a bis h wiedergegeben. Es ist zu erkennen, daß unabhängig von Schmelztemperatur und Erschmelzungsart ein dendritisches Gußgefüge vorliegt (Bilder 1 a, c, e und g). Weiter ist festzustellen, daß die Gußgefüge nach Schmelzen bei 1500°C naturgemäß feinkörniger sind als nach Schmelzen bei 1700°C. Dies gilt für beide Erschmelzungsarten. Auch scheint ein leichter Einfluß des Schmelzverfahrens vorzuliegen. So ist eine schwache Vergrößerung der Gußstruktur nach Induktivererschmelzung deutlich zu erkennen. Die aufgezeigten Unterschiede im Gußgefüge finden ihre Bestätigung auch in der Mikrostruktur (Bilder 1 b, d, f und h). In der austenitischen Grundmasse liegen in dendritischer Anordnung meist unregelmäßig geformte Bestandteile von mattgrauer Farbe vor. Sie sind bei der niedrigen Schmelztemperatur nahezu glatt. Bei der hohen Schmelztemperatur sind sie dagegen nicht nur großflächiger sondern offensichtlich auch zweiphasig aufgebaut. Höchstwahrscheinlich bestehen sie aus Austenit und einer karbidischen Phase. Bei der niedrigen Schmelztemperatur sind darüberhinaus entlang der Korngrenzen stellenweise dunkel angeätzte Ausscheidungszellen

vorhanden (Bilder 1 b und f). Der zelluläre Aufbau mit meist lamellar angeordneten Teilchen und die scharfe Abgrenzung gegenüber der Matrix durch eine Korngrenze deuten zweifelsfrei auf eine diskontinuierliche Ausscheidungsreaktion hin. Hierbei erfolgt der Zerfall bzw. die Entmischung der Ausgangsphase innerhalb der Wachstumsfront.

Für das Zahngußmetall "Vitallium" werden die entsprechenden Gefüge in den Bildern 2 a bis h gezeigt. Die im vorherigen Abschnitt gemachten Aussagen für das "Wironit G" können uneingeschränkt übernommen werden. Zu beachten ist jedoch, daß die Gefügeausbildung des "Vitallium" grober ist.

In den Bildern 3 a bis h sind die Gefüge für "Wiron" dargestellt. Die Gußgefüge haben einen überwiegend zellenartigen Aufbau und zeigen überraschenderweise keine nennenswerten, erschmelzungsbedingten Unterschiede (Bilder 3 a, c, e und g). Auch die Mikrogefüge in den Bildern 3 b, d, f und h weisen nur unwesentliche Abweichungen in Form, Größe und Verteilung der ausgeschiedenen Phasen auf. So enthält die stark nickelhaltige austenitische Grundmasse zahlreiche Feinstausscheidungen, die zu einer leichten Grautönung des Bilduntergrundes führen. An den Korngrenzen sind im wesentlichen grobe Teilchen ausgeschieden, die häufig in eutektischer Anordnung vorliegen. Die offensichtlich geringe Überhitzungsempfindlichkeit dieser Legierung läßt auf eine noch hohe Zahl arteigener Keime in der Schmelze schließen, die bei der nachfolgenden Abkühlung zu einem feinkörnigen Guß- und Mikrogefüge Veranlassung geben.

Für die Anfertigung und Auswertung der Schliffbilder danke ich Herrn Hoock von der Thyssen Edelstahlwerke AG, Werk Witten.

Schliff-Bilder

1 a bis h:

Zahngußmetall

"Wironit G":

Gefüge von Biege-
proben nach
unterschiedlichen
Erschmelzungsbe-
dingungen (Quer-
schliffe, geätzt
mit Elektrolyt A-6
der Firma Struers
bei 3 Volt für
1 sec).

500:1

100:1 f) LE 375

500:1 e) LE 374 a

100:1 b) LE 378

a) LE 379

Probe 3/5 Schmelztemperatur 1500°C

Probe 80/4

500:1

100:1 h) LE 373

500:1 g) LE 372

100:1 d) LE 377

c) LE 376

Probe 15/4 Schmelztemperatur 1700°C

Probe 99/4

Erschmelzung mit C_2H_2/O_2

Induktivverschmelzung

Schliff-Bilder
2 a bis h:

Zahngußmetall
"Vitalium":

Gefüge von Biege-
proben nach
unterschiedlichen
Erschmelzungsbe-
dingungen (Quer-
schliffe, geätzt
mit Elektrolyt A-6
der Firma Struers
bei 3 Volt für
1 sec).

a) LE 388 100:1 b) LE 387 500:1 e) LE 381 100:1 f) LE 384 500:1
Probe 52/2 Schmelztemperatur 1500°C Probe 128/4

c) LE 380 100:1 d) LE 383 500:1 g) LE 382 100:1 h) LE 385 500:1
Probe 75/4 Schmelztemperatur 1700°C Probe 146/2

Erschmelzung mit C_2H_2/O_2 Induktiverschmelzung

Schliff-Bilder

3 a bis h:

Zahngußmetall

"Wiron S":

Gefüge von Biege-
proben nach
unterschiedlichen
Erschmelzungsbe-
dingungen (Quer-
schliffe, geätzt
mit Königswasser
in Glycerin
bei RT).

a) LE 363 100:1 b) LE 368 500:1 e) LE 365 100:1 f) LE 369 500:1

Probe 27/4 Schmelztemperatur 1400°C Probe 101/1

c) LE 364 100:1 d) LE 367 500:1 g) LE 366 100:1 h) LE 370 500:1

Probe 49/2 Schmelztemperatur 1600°C Probe 124/4

Erschmelzung mit C_2H_2/O_2 Induktiverschmelzung

5.6. Statistische Verfahren

Die errechneten Mittelwerte der Festigkeitsmessungen wurden durch die statistische Auswertung in Zusammenhang mit den gefundenen Streuungen untersucht. Die Prüfung statistischer Hypothesen soll dabei zu einer Sachaussage führen. Die Meßergebnisse wurden einer mehrfachen Varianzanalyse unterzogen und der korrekte F-Test durchgeführt. Daran schloß sich der Tukey-Test an.

Durch die Varianzanalyse können aus der Gesamtstreuung der Meßergebnisse die Streuungen einzelner Einflußgrößen (Faktoren) sowie deren gegenseitige Beeinflussung (Wechselwirkung) isoliert und unabhängig voneinander beurteilt werden. Die Faktoren und Wechselwirkungen sind in der ersten Spalte der Varianzanalysetabelle aufgeführt. In der zweiten Spalte (Summe der Abweichungsquadrate stehen die entsprechenden Anteile der Gesamtstreuung (s. Tab. 4). Teilt man die Summe der Abweichungsquadrate durch die sogenannte Freiheitsgrade (Spalte 3) erhält man die mittleren Abweichungsquadrate (Spalte 4). Diese stellen das eigentliche Streuungsmaß dar. Mit Hilfe des F-Testes wird nun geprüft, ob der Streuungsanteil wesentlich größer ist als nach der Versuchsstreuung zu erwarten wäre. Die Beurteilung der errechneten F-Werte erfolgt nach der Festsetzung einer geeigneten Irrtumswahrscheinlichkeit p durch Vergleich mit den tabulierten Werten der F-Verteilung. Ist der berechnete Wert größer als der Tabellen-F-Wert für $p = 0,01$, so spricht man von einem signifikanten Ergebnis; wird jedoch nur der kleinere Tabellenwert für $p = 0,05$ überschritten, dann spricht man von einem statistisch auffälligen Ergebnis.

Werden durch den F-Test signifikante Unterschiede zwischen den Mittelwerten gefunden, so gilt diese Aussage für alle Mittelwerte, ohne daß gesagt werden kann, daß sich zwei

bestimmte Mittelwerte unterscheiden. Zur beurteilung bestimmter Mittelwertdifferenzen bedient man sich der Konfidenzintervalle.

Einzelheiten der angewendeten statistischen Verfahren sind in der Fachliteratur nachzulesen (WEBER, 28).

Hier wurden die von Tukey angegebenen Konfidenzintervalle benutzt, die folgende Form haben:

$$\hat{L} - \sqrt{\frac{MAQ_N}{r}} \cdot q_{1-p/k/f} \leq L \leq \hat{L} + \sqrt{\frac{MAQ_N}{r}} \cdot q_{1-p/k/f}$$

$\hat{L}$ ist der zu beurteilende Mittelwerts-
kontrast der Stich-
probe

L Ist der entsprechende Kontrast der Grundgesamtheit

$\frac{MAQ_N}{r}$ ist Varianz des Kontrastes

$\sqrt{MAQ_N}$ ist das aus der Varianzanalysentabelle entnommene
MAQ für den Nenner im F-Test

r ist die Anzahl der jedem Mittelwert zugrunde
liegenden Einzelmessungen

$q_{1-p/k/f}$ ist die obere Signifikanzschranke des studentisierten Extrembereichs

$1 - p$ Sicherheitswahrscheinlichkeit

k Anzahl der Mittelwerte

f Anzahl der Freiheitsgrade von MAQ_N

Eine Mittelwertsdifferenz ist dann signifikant von 0 verschieden, wenn sie größer ist als der Ausdruck $\sqrt{\frac{MAQ_N}{r}} \cdot q_{1-p/k/f}$

Der kritische Wert für die Kobalt-Chrom-Legierungen beträgt beim Acetylen-Sauerstoffverfahren 8,94 (kp/mm²)
beim Hochfrequenz-Verfahren 15,84 (kp/mm²).

Unterschiede zwischen den Temperaturstufen, die diese Werte erreichen oder überschreiten, müssen als statistisch gesichert gelten.

Da die Varianzanalyse für die Chrom-Nickel-Legierung keine signifikanten Unterschiede ergab, wurde hier der Tukey-Test nicht durchgeführt.

Tabelle 4: Varianzanalysetabellen

Ergebnisse der Varianzanalyse für die Kobalt-Chrom-Legierungen

Acetylen-Sauerstoff-Verfahren

Faktoren und Wechselwirkungen	SAQ	FG	MAQ	Nenner im F-Test		F-Wert	
				MAQ	FG		
Legierung	4649.9	1	4649.9	65.8	40	70.66	* *
Temperatur	3484.8	4	871.2	65.8	40	13.24	* *
Guß	2632.6	40	65.8	61.8	50	1.06	
Legierung/ Temperatur	497.2	4	124.3	65.8	40	1.88	
Rest	3091.7	50	61.8				

Hochfrequenz-Induktion-Verfahren

Legierung	1140.4	1	1140.4	206.5	40	5.52	*
Temperatur	3842.1	4	960.5	206.5	40	4.65	* *
Guß	8261.0	40	206.5	104.0	50	1.98	
Legierung/ Temperatur	1121.4	4	280.3	206.5	40	1.35	
Rest	5198.8	50	104.0				

SAQ = Summe der Abweichungsquadrate

FG = Freiheitsgrade

MAQ = Mittlere Abweichungsquadrate

* : $p \leq 0.05$ auffälliges Ergebnis

* * : $p \leq 0.01$ signifikantes Ergebnis

(p = Irrtumswahrscheinlichkeit)

Chrom-Nickel-Legierung

Acetylen-Sauerstoff-Verfahren

Faktoren und Wechselwirkungen	SAQ	FG	MAQ	Nenner im F-Test		F-Wert
				MAQ	FG	
Temperatur	477.1	4	119.3	122.1	20	0.98
Guß	2442.6	20	122.1	74.7	25	1.63
Rest	1867.0	25	74.7			

Hochfrequenz-Induktion-Verfahren

Temperatur	1202.8	4	300.7	154.7	20	1.94
Guß	3093.0	20	154.7	107.4	25	1.44
Rest	2685.2	25	107.4			

5.6.1. Ergebnisse der statistischen Auswertung

Aus der Varianzanalyse-Tabelle für die Kobalt-Chrom-Legierungen ist beim Acetylen-Sauerstoffverfahren zu ersehen, daß einmal die Legierungen und zum andern die Temperatur die Meßwerte deutlich beeinflußt haben. Beide Faktoren zeigen signifikante Unterschiede. Beim Hochfrequenzverfahren unterscheiden sich die Legierungen nur auffällig, während die Temperaturstufen wieder signifikante Unterschiede erkennen lassen (s. Tab. 4).

Bei der Chrom-Nickel-Legierung konnten bei keinem Gußverfahren auffällige oder signifikante Unterschiede ermittelt werden, deshalb wurde hier nicht der Tukey-Test durchgeführt.

5.6.2. Prüfung der Mittelwertsdifferenzen für die Festigkeit

Innerhalb beider Gußverfahren kommt es für Wironit und Vitallium mit steigender Temperatur zu niedrigeren Werten. Dabei sind die Festigkeitswerte für Wironit höher.

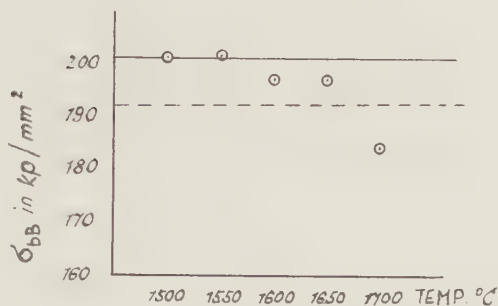
Um die abfallende Tendenz besser zu beurteilen, wurden die Konfidenzintervalle zu Hilfe genommen. Für das Acetylen-Sauerstoffverfahren sind die Grenzen für beide Metalle $\pm 8,94$ (kp/mm²), für das Hochfrequenz-Verfahren $\pm 15,84$ (kp/mm²). Dabei verläuft die Nulllinie auf dem jeweiligen Wert der 1. Temperaturstufe parallel zur Abszisse. Die Auswertung ergibt, daß für das Acetylen-Sauerstoffverfahren der Wert für Wironit bei 1700°C, für Vitallium die Werte bei 1600°C, 1650°C, 1700°C das Konfidenzintervall nach unten überschreiten (s. 5.6.2.1.).

Beim Hochfrequenzverfahren liegen für Wironit die 1650°C und 1700°C-Werte, für Vitallium der 1650°C-Wert unterhalb des Konfidenzintervalls.

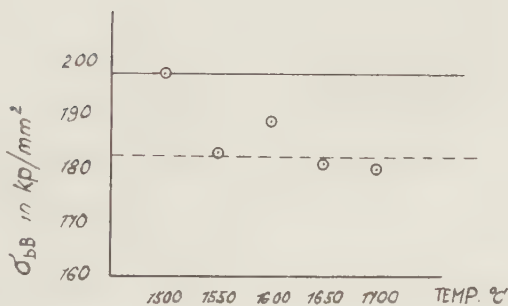
Diese Tatsache wurde nicht weiter untersucht. Aus der Lage der Werte innerhalb der Konfidenzintervalle kann auf einen abfallenden Verlauf der Kurven geschlossen werden (s. 5.6.2.1.).

5.6.2.1. Konfidenzintervalle für Festigkeitsdifferenzen

WIRONIT G
mit $C_2 H_2 - O_2$

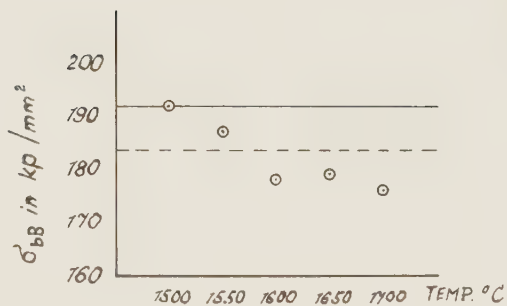


WIRONIT G
mit HF



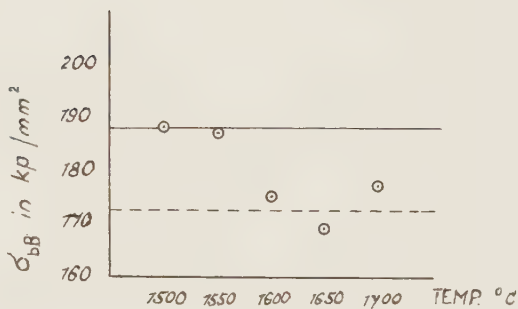
VITALLIUM

mit $C_2H_2-O_2$



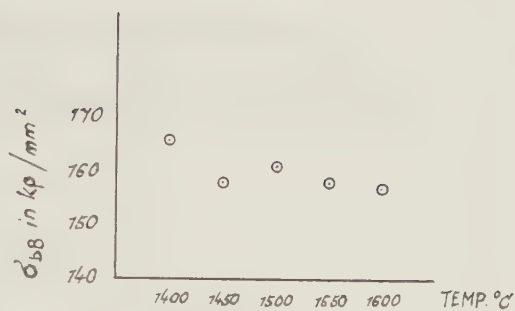
VITALLIUM

mit HF



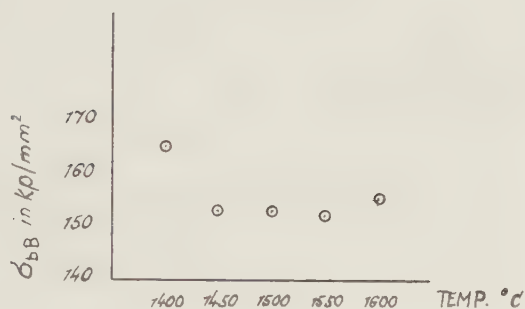
WIRON S

mit $C_2H_2-O_2$



WIRON S

mit HF



6. DISKUSSION

6.1. Kobalt-Chrom-Legierung

Beim Wironit - geschmolzen mit dem Acetylen-Sauerstoffverfahren - bestehen keine Unterschiede für die Festigkeitswerte zwischen 1500°C und 1650°C sowie zwischen 1600°C und 1650°C . Bei 1700°C ist ein klarer Abfall von 8,5 % gegenüber dem Wert bei 1500°C zu erkennen. Das gleiche Metall mit dem Hochfrequenz-Verfahren geschmolzen zeigt bei 1600°C einen besseren Festigkeitswert als bei 1550°C . Hier ist bei 1550°C ein Abfall von 7,6 % und bei 1650°C bzw. 1700°C ein Abfall von 9,1 % gegenüber 1500°C zu verzeichnen.

Die Mittelwertkurve für Vitallium beim Acetylen-Sauerstoffverfahren verläuft ähnlich der des Wironits. Der Abfall zwischen 1550°C und 1600°C ist hier jedoch stärker. Die Differenz von 1500°C zu 1700°C beträgt 8,4 %. Beim Hochfrequenzverfahren kommt es ebenfalls bei 1600°C zu einem Absinken der Festigkeit, die bei 1650°C den niedrigsten Wert erreicht. Dieser liegt 10,1 % unterhalb des 1500°C -Wertes. Es kommt dann bei 1700°C zu einem Anstieg der Festigkeit, die über den Werten von 1650°C und 1600°C liegt.

Zunehmende Überhitzung der Schmelzen ergibt also schlechtere Festigkeitswerte.

Diese abfallende Tendenz ist für die Kobalt-Chrom-Legierungen statistisch gesichert. Einzelne Abweichungen können auf Fehler während des Gußverfahrens zurückgeführt werden. Insbesondere dürfte die Dauer der Temperatureinwirkung auf die Schmelzen einen Einfluß haben. Diese war innerhalb der einzelnen Temperaturstufen oft unterschiedlich, wahrscheinlich dadurch bedingt, daß beim Acetylen-Sauerstoffverfahren der Gießer den Brenner nicht immer genau gleich halten konnte und beim Hochfrequenz-Verfahren die Würfel im Tiegel nicht immer in dieselbe Lage gebracht werden konnten.

Die Versuchsergebnisse werden durch Schliffbilder bestätigt. Es kommt bei den hohen Gußtemperaturen zu grobkörnigen Gefügen, was zur Abnahme der physikalischen Eigenschaften führt. Beide Gußverfahren zeigen praktisch keine Unterschiede. Die Festigkeitswerte beim Acetylen-Sauerstoffverfahren sind durchschnittlich etwas besser als die beim Hochfrequenz-Verfahren.

6.2. Chrom-Nickel-Legierung

Bei der Chrom-Nickel-Legierung Wiron kommt es zwischen der Ausgangstemperatur von 1400°C und der Endtemperatur von 1600°C zu einem Festigkeitsabfall von 5,5 % beim Acetylen-Sauerstoffverfahren und von 6 % beim Hochfrequenz-Verfahren, der jedoch nicht statistisch signifikant ist und für die Praxis bedeutungslos sein dürfte. Auffallend ist, daß der Festigkeitsabfall in der 1. Phase - nämlich zwischen 1400°C und 1450°C - entsteht und im Nachfolgenden fast konstant verläuft.

Die Schliffbilder zeigen ebenfalls kaum Veränderungen. Die Festigkeitswerte beim Acetylen-Sauerstoffverfahren sind minimal höher als die des Hochfrequenz-Verfahrens.

7. ZUSAMMENFASSUNG

Es wurde experimentell versucht, ob bei unterschiedlich überhitzten Schmelzen Veränderungen der Festigkeit und der Mikrostruktur von zwei Co-Cr-Legierungen (Wironit und Vitallium) und einer Cr-Ni-Legierung (Wiron) beobachtet werden können. Dabei sind die Ergebnisse, die mit dem Acetylen-Sauerstoffverfahren erzielt wurden, etwas besser als die des Hochfrequenz-Induktionsverfahrens. Die Unterschiede sind jedoch nicht signifikant und somit für die Praxis bedeutungslos. Die zu prüfenden Rundproben wurden in einer speziellen Biegevorrichtung bis zum Bruch belastet. Aus den aufgezeichneten Kraft-Weg-Diagrammen konnte die Durchbiegungsstrecke und die dazu benötigte Kraft abgelesen werden.

Sowohl aus den statistisch gesicherten Ergebnissen der Messungen als auch aus den hergestellten Schliffbildern geht hervor, daß bei den Legierungen auf Kobalt-Chrom-Basis eine Veränderung stattgefunden hat, die zu einer Verminderung der Festigkeit führt. Die Untersuchungsergebnisse bei der Chrom-Nickel-Legierung zeigen dagegen, daß weder die Mikro-Struktur noch die Festigkeitswerte eine wesentliche Veränderung aufweisen, woraus der Schluß zu ziehen ist, daß diese Art Legierungen gegen Temperatureinflüsse im vorgenommenen Meßbereich unempfindlich ist.

8. MESSWERTTABELLEN

Wironit G

Acetylen-O ₂ -Verfahren					Hochfrequenz-Induktions-Verfahren		
	Guß- temp. °C	Schmelz- zeit sec	Bruch- durch- biegung mm	Biege- festig- keit kp/mm ²	Schmelz- zeit sec	Bruch- durch- biegung mm	Biege- festig- keit kp/mm ²
1.	1500	59	1.80	191.0	57	2.45	205.1
			3.70	198.7		3.20	201.0
			2.35	199.1		2.40	192.1
2.		63	2.10	205.0	58	2.30	203.9
			2.50	189.1		1.85	187.3
3.		45	2.80	196.8	56	3.40	198.0
			3.30	204.5		2.00	203.9
4.		39	2.60	209.1	53	2.50	199.8
			2.00	205.1		2.50	199.1
5.		36	2.50	206.4	57	3.30	192.5
6.	1550	36	1.70	185.5	53	3.00	179.2
			1.60	199.3		2.00	203.3
			3.50	208.4		2.85	189.8
7.		30	3.60	205.8	52	3.10	199.7
			2.50	203.4		3.30	166.3
8.		34	1.70	199.7	58	3.40	183.7
			2.30	206.3		3.10	188.6
9.		30	2.10	205.0	59	3.60	191.0
			2.00	202.5		3.30	165.3
10.		35	2.10	202.5	63	2.65	166.2

11.	1600	56	1.60	175.6	55	1.10	183.7
			2.55	175.6		2.50	194.1
			0.90	174.5		0.95	170.2
12.		40	1.80	195.6	56	0.50	152.1
			1.55	166.2		1.65	186.2
13.	1600	47	1.55	178.9	46	1.70	155.7
			1.70	174.9		0.50	162.7
14.		48	0.70	176.0	48	2.80	192.5
			1.30	195.3		2.40	181.5
15.		45	1.55	175.2	52	1.10	172.6
16.	1650	53	0.60	184.5	51	0.80	170.9
			1.10	178.0		2.20	181.2
17.		50	0.90	193.2	50	1.10	170.9
			0.60	162.7		1.80	183.3
			0.50	177.8		1.10	179.9
18.		45	1.10	174.3	48	3.40	176.7
			1.15	181.2		1.10	175.6
19.		59	1.35	191.1	70	0.30	147.3
			0.50	182.3		0.80	148.2
20.		55	0.40	165.0	62	0.35	160.3
21.	1700	60	1.50	191.1	60	1.25	184.5
			0.90	187.3		1.90	184.5
22.		55	0.85	158.0	59	1.50	183.9
			1.30	188.4		1.40	188.4
			1.30	168.6		1.40	187.9
23.		45	1.30	181.0	62	1.90	187.9
			0.90	170.9		0.40	150.6
24.		55	1.20	183.3	62	1.00	163.0
			1.70	154.2		0.20	155.4
25.		47	1.50	177.6	55	1.15	189.6

Vitalium

Acetylen-O ₂ -Verfahren					Hochfrequenz-Induktions-Verfahren		
	Guß- temp. °C	Schmelz- zeit sec	Bruch- durch- biegung mm	Biege- festig- keit kp/mm ²	Schmelz- zeit sec	Bruch- durch- biegung mm	Biege- festig- keit kp/mm ²
1.	1500	53	1.10	196.9	52	0.85	183.0
			0.70	182.8		0.90	193.5
			0.60	189.8		0.70	194.7
2.		49	0.50	195.7	53	0.50	175.1
			0.90	192.1		1.25	199.2
3.		55	1.00	201.6	61	1.00	183.9
			0.90	186.7		0.90	194.5
4.		40	1.10	193.9	48	1.00	196.0
			1.00	198.1		0.85	175.1
5.		53	1.00	194.5	56	1.20	193.3
6.	1550	53	1.10	189.8	47	1.10	194.0
			1.05	190.0		1.75	189.3
			1.40	196.0		1.10	184.3
7.		37	0.40	182.4	55	1.00	184.3
			1.10	188.6		1.20	191.0
8.		46	0.90	188.4	50	1.10	191.1
			0.90	181.2		1.80	194.5
9.		50	0.95	193.3	48	1.50	187.9
			1.10	186.2		0.70	178.0
10.		54	0.90	183.9	51	1.30	183.9

11.	1600	56	1.60	175.6	55	1.10	183.7
			2.55	175.6		2.50	194.1
12.		40	0.90	174.5	56	0.95	170.2
			1.80	195.6		0.50	152.1
13.		47	1.55	166.2	46	1.65	186.2
			1.55	178.9		1.70	155.7
14.		48	1.70	174.9	48	0.50	162.7
			0.70	176.0		2.80	192.5
15.		45	1.30	195.3	52	2.40	181.5
			1.55	175.2		1.10	172.6
16.	1650	53	0.60	184.5	51	0.80	170.9
			1.10	178.0		2.20	181.2
17.		50	0.90	193.3	50	1.10	170.9
			0.60	162.7		1.80	183.3
18.		45	0.50	177.8	48	1.10	179.9
			1.10	174.3		3.40	176.7
19.		59	1.15	181.2	70	1.10	175.6
			1.35	191.1		0.30	147.3
20.		55	0.50	182.3	62	0.80	148.2
			0.40	165.0		0.35	160.3
21.	1700	60	1.50	191.1	60	1.25	184.5
			0.90	187.3		1.90	184.5
22.		55	0.85	158.0	59	1.50	183.9
			1.30	188.4		1.40	188.4
23.		45	1.30	168.6	62	1.40	187.9
			1.30	181.0		1.90	187.9
24.		55	0.90	170.9	62	0.40	150.6
			1.20	183.3		1.00	163.0
25.		47	1.70	154.2	55	0.20	155.4
			1.50	177.6		1.15	189.6

Wiron S

Acetylen-O ₂ -Verfahren					Hochfrequenz-Induktions-Verfahren		
	Guß- temp. °C	Schmelz- zeit sec	Bruch- durch- biegung mm	Biege- festig- keit kp/mm ²	Schmelz- zeit sec	Bruch- durch- biegung mm	Biege- festig- keit kp/mm ²
1.	1400	39	0.70	164.2	44	0.80	172.3
			1.10	177.5		0.50	168.0
			0.80	158.0		1.10	160.5
2.		41	1.10	172.3	43	0.30	154.3
			0.60	164.2		0.40	160.6
3.		38	0.60	162.8	41	0.90	181.8
			0.55	165.8		0.45	165.9
4.		51	0.50	156.6	39	0.80	173.6
			0.75	168.0		0.40	160.6
5.		44	1.10	171.4	40	0.90	159.2
6.	1450	33	0.30	146.2	44	0.50	158.0
			0.25	137.1		0.60	168.0
			0.70	155.3		1.30	169.7
7.		44	0.80	161.9	46	1.10	163.8
			0.35	161.9		0.60	152.5
8.		43	0.70	166.9	51	0.15	142.3
			1.10	169.2		0.35	154.0
9.		52	0.60	164.2	45	0.40	156.6
			0.85	170.5		0.15	135.8
10.		46	0.25	151.4	45	0.25	131.8

11.	1500	36	0.70	163.2	47	0.60	159.2
			1.50	172.0		0.30	145.4
			0.50	159.2		0.65	163.0
12.		36	0.30	163.0	45	1.00	168.6
			0.95	146.7		0.20	151.4
13.	1500	37	1.10	173.3	53	0.40	156.6
			0.75	174.9		0.35	154.0
14.		31	0.70	154.3	44	0.30	151.7
			0.35	150.1		1.00	159.1
15.		41	1.80	156.3	45	0.40	127.3
16.	1550	33	1.30	180.0	52	1.50	163.2
			0.55	171.4		0.40	146.9
			0.30	144.2		0.95	161.7
17.		36	0.75	159.2	54	0.70	154.0
			0.65	152.9		0.80	156.7
18.		42	0.65	158.0	51	0.60	152.9
			1.00	155.4		0.50	164.1
19.		37	0.45	136.3	54	0.15	146.7
			1.00	174.7		0.05	129.2
20.		44	0.50	153.1	51	0.65	149.2
21.	1600	37	0.25	153.2	57	1.00	164.1
			0.50	166.5		0.80	160.4
22.		47	1.20	166.3	60	0.50	154.0
			0.55	159.1		0.60	160.5
23.		42	0.35	147.9	54	1.80	167.7
			0.65	150.9		0.70	153.2
24.		41	0.60	156.8	51	0.80	149.7
			0.85	162.7		0.30	142.7
25.		37	0.90	159.1	54	0.95	171.1
			0.40	154.4		0.15	127.3

9. LITERATURVERZEICHNIS

1. ANDREAS, M. Die physikalischen Vorgänge beim
Induktionsschmelzverfahren
Dtsch. Stomat. 11, 499 (1961)
2. ASGAR, K. Effect of Microstructure on the Physical
PEYTON, F.A. Properties of Cobalt-Base Alloys
J. dent. Res. 40, 63 (1961)
3. ASGAR, K. Effect of Casting Conditions on Some
PEYTON, F.A. Mechanical Properties of Cobalt-Base Alloys
J. dent. Res. 40, 73 (1961)
4. BEEK, K.H. Erfahrung mit metallkeramischen Kronen
und Brücken mit einem Überblick über die
Entwicklung
Dtsch. Zahnärzteblatt. 23, 418-425 (1969)
5. CARTER, T.J. The Precision Casting of Cobalt-chromium
KIDD, I.N. Alloy Part 1. -
The Influence of Casting Variables on
Dimensions and Finish
Brit. dent. J. 118, 383 (1965)
6. CARTER, T.J. The Precision Casting of Cobalt-chromium
KIDD, I.N. Alloy Part 2. -
The Influence of Casting Variables on
Microstructure and Mechanical Properties
Brit. dent. J. 118, 431 (1965)

7. DIN, Deutscher Normenausschuß, Taschenbuch 19;
Materialprüfnormen für metallische Werk-
stoffe
Berlin 1973, Seite 102
8. EBERSBACH, W. Struktur und mechanische Eigenschaften
GEHRE, G. von Chrom-Kobalt-Legierungen in Abhängig-
LECKERT, K. keit von der Abkühlgeschwindigkeit des
Gußblockes
Dtsch. Stomat. 19, 338 (1969)
9. ELBERT, Ch. A. The effect of heat-treatement on hardness
RYGE, G. of a chromium-cobalt alloy.
J. prosth. Dent. 15, 873 (1965)
10. ELBRECHT, H.J. in K. Eichner:
Leitfaden zahnärztlicher Werkstoffe und
ihrer Verarbeitung
Berlin 1967, S. 223
11. FUCHS, K.D. Der Einfluß der Gußapparate auf die
Qualität des zahnärztlichen Gusses
Med. Diss. Mainz 1967
12. HAEMERS, H.G. Kobalt-Chrom-Legierungen (I)
das dental-labor 4, 113 (1964)
13. HAEMERS, H.G. Kobalt-Chrom-Legierungen (II)
das dental-labor 5, 153 (1964)

14. HARCOURT, H.J. An investigation into oxy-acetylene melting of chrome-cobalt alloys and its effects on surface texture and homogeneity in casting
Brit. dent. J. 108, 139 (1960)
15. HARCOURT, H.J. The effects of variation in cooling rates and heat-treatment on cobalt-chromium alloys.
Brit. dent. J. 116, 475 (1964)
16. HAUPTMEYER, Fr. Über das Gußmetall Vitallium
Dtsch. zahnärztl. Wochenschrift 39., 108 (1936)
17. KNISCHEWSKI, F. Die theoretischen Grundlagen der Zahnprothetik I
RAU, G.
Werkstoffkunde: Metalle, Kap. 74
18. KOBES, L. Die Lösung prothetischer Fälle mit der Wiron-Aufbrennkeramik
das dental-labor 11, 29 (1971)
19. KRÜTZFELD, R. Die Festigkeit von Kobalt-Chrom-Legierungen nach wiederholtem Verguß
Med. Diss. Mainz 1973
20. KUNTER, P.J. Studie zum Modell-Einstückguß an Hand röntgendefektologischer Untersuchungen auf Lunkerfreiheit
Med. Diss. Frankfurt a.M. 1969
21. MARXKORS, R. Die VMK/Degudent-Technik
THOMAS, K.D. Dtsch. Zahnärzteblatt. 19, 175-179 (1965)

22. MITSCH, R. Experimentelle Untersuchung über die Scherfestigkeit der Verbindung zwischen Porzellan und Chrom-Nickel-Legierungen und die Auswirkung wiederholten Einschmelzens
Med. Diss. Mainz 1971
23. PFANNENSTIEL, H. Wichtige Details aus der Gußtechnik das dental-labor 21, 811 (1973)
24. SCHILLER, Fr. Das Schmelzen von Chrom-Kobalt-Legierungen mit besonderer Berücksichtigung der Lindner-Schleuder
Zahnärztl. Praxis 17, 183 (1966)
25. SCHUMANN, H. Metallographie
Leipzig 1969 S. 474, 446
26. STÖCKINGER, H. Die Härte von Kobalt-Chrom-Legierungen nach wiederholtem Verguß
Med. Diss. Mainz 1970
27. WAGNER, E. Die theoretischen Grundlagen der Vita-VMK/Degudent-Technik
zahnärztl. Welt 66, 343-351 (1965)
28. WEBER, E. Grundriß der biologischen Statistik
Stuttgart 1972
29. WEIKART, P. Werkstoffkunde für Zahnärzte
München 1966, Seite 123

Herrn Professor Dr. H. Marx möchte ich für die Überlassung des Themas und die Betreuung der Arbeit meinen Dank aussprechen.

Herrn Dr. Scheidt danke ich für seine Hilfe bei der statistischen Auswertung des Zahlenmaterials.

Lebenslauf

Am 21.6.1946 wurde ich, Bernhard-Rüdiger Schultz, als Sohn des Vermessungsingenieurs (grad.) Bernhard Schultz und seiner Ehefrau Elsbeth, geb. Brockmüller in Bremen geboren.

1953 Einschulung in Bremen

1957 Humanistisches Stadtgymnasium in Dortmund

1967 Reifeprüfung für Nichtschüler in Kassel

1968 Praktikum in einem Dortmunder Dentallabor

1969 Ein Semester Betriebswirtschaftslehre in Würzburg

1969 Immatrikulation für Zahnmedizin an der
Johannes Gutenberg-Universität in Mainz

18. 9.1970 Naturwissenschaftliche Vorprüfung

7. 4.1972 Zahnärztliche Vorprüfung

5.11.1974 Staatsexamen

1. 1.1975 Assistent in Dortmund

